

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
Политехнический институт
Кафедра Материаловедение и технологии обработки материалов

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
В.И. Темных

(подпись)

«__» _____ 2018 г.

БАКАЛАВАРСКАЯ РАБОТА

Направление 22.03.01 Материаловедение и технологии материалов
Профиль 22.03.01.07 Материаловедение и технологии материалов
в машиностроении

**Исследование механохимического взаимодействия в процессе
сварки взрывом в слоистых материалах Ni-Al, Ni-Ti, Ti-Al**

Научный руководитель

(подпись, дата)

Ф. М. Носков

Выпускник

(подпись, дата)

К.Е. Бузуновская

Нормоконтроль

(подпись, дата)

Л. А. Свечникова

Красноярск 2018

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»
ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
Кафедра «Материаловедение и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных
(подпись)
« ____ » _____ 2018 г

ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ
в форме бакалаврской работы

Студенту (ке) Бузуновской Карине Евгеньевне

Группа *MT 14-01Б* Направление (специальность) *22.03.01*

«Материаловедение и технологии обработки материалов»

Тема выпускной квалификационной работы: «Исследование механохимического взаимодействия в процессе сварки взрывом в слоистых материалах Ni-Al, Ni-Ti, Ti-Al»

Утверждена приказом по университету № 2261/с от 14.02.2018

Руководитель ВКР: Ф.М. Носков, доцент, к.т.н. кафедры

«Материаловедение и технологии обработки материалов»

Исходные данные для ВКР: задание кафедры «М и ТОМ»;
методические указания к выполнению ВКР и её отдельных разделов;
научная, учебная, методическая литература.

Перечень рассматриваемых вопросов (разделов ВКР):

- 1 Обзор литературных данных по проблеме
- 2 Оборудование и методика проведения исследований
- 3 Результаты опытов и их обсуждения

Руководитель ВКР

(подпись)

Ф.М. Носков

Задание принял к исполнению

(подпись)

К.Е. Бузуновская

« ____ » _____ 2018 г.

СОДЕРЖАНИЕ

Введение.....	3
1 Обзор литературы.....	4
1.1 Композиционные материалы и методы их получения....	4
1.2 Характеристики чистых компонентов в слоистых материалах..	6
1.3 Композиционный материал Al–Ti.....	11
1.4 Композиционный материал Al–Ni.....	13
1.5 Композиционный материал Ti–Ni.....	14
1.6 Сварка взрывом.....	15
2 Методы изготовления образцов и их исследования.....	18
2.1 Методы изготовления образцов.....	18
2.2 Методы исследования образцов.....	22
3 Исследовательская часть.....	27
3.1 Композит Ti–Al.....	27
3.2 Композит Al–Ni.....	44
3.3 Композит Ti–Ni.....	48
Заключение.....	52
Список использованных источников.....	53

ВВЕДЕНИЕ

Один из наиболее эффективных путей решения задач материаловедения, заключается в разработке композиционных материалов. Исследование физико-химических процессов, происходящих в зоне контакта при интенсивных нагрузках, представляет существенный интерес для получения композиционных материалов с новыми свойствами

В настоящее время большое внимание уделяется разработке новых технологий для получения материалов. Большой упор делается на композиционные материалы – сварка взрывом, электроимпульсное спекание, быстро потакающие динамические нагрузки (кузнечный молот), пресовое давление и другие виды пластических деформаций.

Целью данной работы было исследовать процессы структурообразования в образцах, полученных сваркой взрывом и с помощью сварки давления.

В настоящее время перспективы прогресса связываются с разработкой и широким применением композиционных материалов. Разрабатываются новые материалы с улучшенными свойствами и характеристиками, материалы с привлекательными свойствами. Новые материалы, в свою очередь, открывают возможности для реализации новых конструктивных решений и технологических процессов. Композиционные материалы (КМ) обладают комплексом свойств и особенностей, отличающихся от традиционных конструктивных материалов и в совокупности открывающих широкие возможности, как для улучшения существующих конструкций самого разнообразного назначения, так и для разработки новых конструкций и технологических процессов.

1 Обзор литературы

1.1 Композиционные материалы и методы их получения

В последние годы проявляется повышенный интерес к пористым материалам на основе алюминия, обладающим многими привлекательными свойствами. Современное и потенциальное будущее применение композиционных материалов на основе алюминиевых композитов сосредоточены на трех конкретных областях: автомобильной промышленности, авиакосмической промышленности, и строительная отрасль. Тем не менее, интерес также растет в области механических оборудования, в основном для износостойких или высокоточных установок и также в электрической и электронной отрасли. В настоящее время повышенное внимание получили такие методы улучшения технических свойств, как упрочнение или уплотнение различными сплавами. Они существенно улучшают износостойкость материала. Но самое сложное и экономически затратной областью является разработка единичных материалов с требуемыми свойствами: композиты могут быть получены в комбинации физических, механических и химических свойств, которые идеально подходит для данного оборудования. Типичными примером может являться экземпляр с хорошей теплопроводностью, и с определенным коэффициентом теплового расширения, также хорошие свойства износостойкости, например, поршневые кольца в двигателях внутреннего сгорания. Также могут быть получены этим образом любые детали со сложными параметрами, которых трудно получить классическими методами [1].

Композиционными называют сложные материалы, в состав которых входят сильно отличающиеся по свойствам нерастворимые или малорастворимые один в другом компоненты, разделенные в материале ярко выраженной границей.

Композиционным материалам (КМ) можно также дать следующее определение: это материалы, представляющие собой твердое вещество, состоящее из матриц и различных наполнителей, частицы которых особым образом расположены внутри матрицы. Композиционный материал должен обладать свойствами, которыми не может обладать ни один из компонентов в отдельности. Лишь только при этом условии есть смысл их применения.

Все КМ можно разделить на два вида: естественные и искусственные. Примером естественных КМ могут служить стволы и стебли растений (волокна целлюлозы соединены пластичным лигнином), кости человека и животных (тонкие прочные нити фосфатных солей соединены пластичным коллагеном), а также эвтектические сплавы. Основой матрицы КМ могут служить металлы или сплавы (КМ на металлической основе), а также полимеры, углеродные и керамические материалы (КМ на неметаллической основе). Ролью матрицы в КМ является придание формы и созданию монолитного материала. Объединяя в одно целое армирующий наполнитель, матрица участвует в обеспечении несущей способности композита. Она передает напряжения на волокна и позволяет воспринимать различные внешние нагрузки: растяжение, сжатие, изгиб, удар. Матрица предохраняет наполнитель от механических повреждений и окисления. Выбором матрицы определяется температурная область применения КМ.

Рабочая температура деталей из КМ повышается при переходе от полимерной матрицы к металлической, а далее – к углеродной и керамической. КМ с комбинированными матрицами называют полиматричными. Для полиматричных материалов характерен более

обширный перечень полезных свойств. Например, использование в качестве матрицы наряду с алюминием титана увеличивает прочность КМ в направлении, перпендикулярном оси волокон. В соответствии с геометрией армирующих частиц различают порошковые (или гранулированные), волокнистые, пластинчатые КМ.

Порошковые композиты представляют собой смесь порошков металлов и неметаллических соединений, которые образуют дисперсно-упрочненный сплав. Они отличаются изотропностью свойств. В волокнистых композитах матрицу упрочняют непрерывно и дискретно расположенные волокна. Волокнистые и пластинчатые композиты так же, как и металлические сплавы, имеют анизотропию механических свойств.

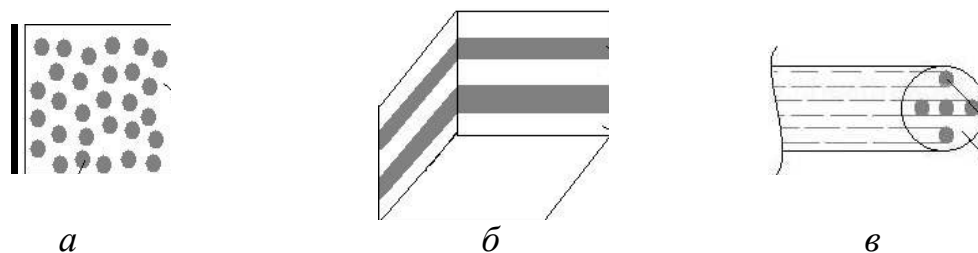


Рисунок 1 – Виды композиционных материалов

а – дисперсно-упрочненные КМ; *б* – слоистые КМ; *в* – волокнистые КМ

В матрице равномерно распределены остальные компоненты (наполнители). Поскольку главную роль в упрочнении КМ играют наполнители, их часто называют упрочнителями. Основная функция наполнителя – обеспечить прочность и жесткость КМ. Частицы наполнителя должны иметь высокую прочность во всем интервале температур, малую плотность, быть нерастворимыми в матрице и нетоксичными. Армирующими веществами в КМ являются оксиды, карбиды (обычно – карбид кремния SiC), нитрид кремния (Si_3N_4), стеклянные или углеродные нити, волокна бора (бороволокна), стальная или вольфрамовая проволока. По форме наполнители разделяют на три основные группы рисунок 1: нульмерные, одномерные, двумерные. Нульмерными называют наполнители, имеющие в трех измерениях очень малые размеры одного порядка (частицы). Одномерные наполнители имеют малые размеры в двух направлениях и значительно превосходящий их размер в третьем измерении (волокна). У двумерных наполнителей два размера соизмеримы с размером КМ и значительно превосходят третий (пластины, ткань).

По форме наполнителя КМ разделяют на дисперсно-упрочненные, слоистые и волокнистые. Дисперсно-упрочненными называют КМ, упрочненные нульмерными наполнителями; волокнистыми – КМ, упрочненные одномерными или двумерными наполнителями; слоистыми – КМ, упрочненные двумерными наполнителями [1].

1.2 Характеристики чистых компонентов в слоистых материалах

1.2.1 Алюминий

Алюминий – светло-серебристый металл, имеющий кристаллическую решетку гранецентрированного куба с периодом $4,0413 \text{ \AA}$ и не испытывающий полиморфных превращений. Алюминий – легкий металл, его удельный вес $2,703 \text{ г/см}^3$ при 20°C . В связи с этим

алюминий является основой сплавов для легких конструкций, например в авиационной технике. Алюминий обладает высокой электропроводностью (65% от меди), поэтому в большем объеме используется в качестве проводниковых материалов в электротехнике. Чистый алюминий характеризуется высокой коррозионной стойкостью в связи с образованием на его поверхности стойкой и плотной окисной пленки Al_2O_3 . Это свойство сохраняется во многих сплавах, содержащих алюминий в виде легирующих элементов.

Примеси, присутствующие в алюминии, уменьшают его пластичность, электро- и теплопроводность, а также снижают защитное действие пленки. В технически чистом алюминии в качестве примесей могут находиться в основном, Fe и Si.

Алюминий и алюминиевые сплавы производят по ГОСТ 11069-2001 «Алюминий первичный», ГОСТ 1583-93 «Сплавы алюминиевые литейные», ГОСТ 4784-97 «Алюминий и сплавы алюминиевые, деформируемые» рисунок 1. Все алюминиевые сплавы делятся на деформируемые и литейные сплавы, причем и деформируемые, и литейные сплавы могут быть как термически упрочняемыми, так термически не упрочняемыми.

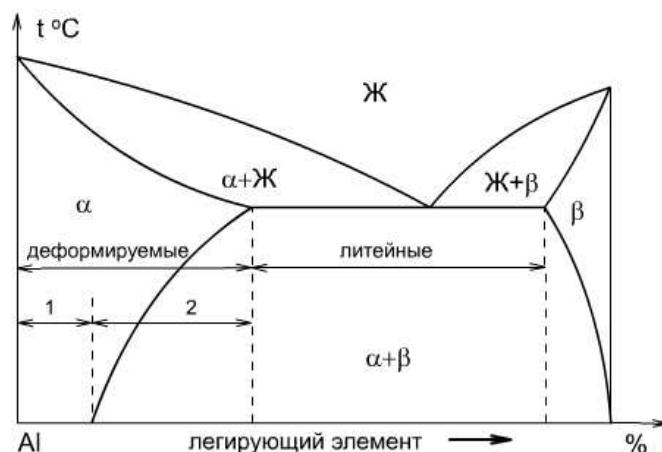


Рисунок 2 – Классификация алюминиевых сплавов по двойной диаграмме состояния:
1 – термически не упрочняемые; 2 – термически упрочняемые

Деформируемые сплавы, не упрочняемые термической обработкой. Прочность алюминия можно повысить легированием. В сплавы, не упрочняемые термической обработкой, вводят марганец или магний. Атомы этих элементов существенно повышают его прочность, снижая пластичность. Обозначаются сплавы: с марганцем – АМц, с магнием – АМг; после обозначения элемента указывается его содержание (АМг3). Магний действует только как упрочнитель, марганец упрочняет и повышает коррозионную стойкость. Прочность сплавов повышается только в результате деформации в холодном состоянии. Чем больше степень деформации, тем значительно растет прочность и снижается пластичность. В зависимости от степени упрочнения различают сплавы нагартованные и полунангартованные (АМгЗП).

Эти сплавы применяют для изготовления различных сварных емкостей для горючего, азотной и других кислот, мало- и средненагруженных конструкций.

Деформируемые сплавы, упрочняемые термической обработкой. К таким сплавам относятся дюралюмины (сложные сплавы систем алюминий – медь – магний или алюминий – медь – магний – цинк). Они имеют пониженную коррозионную стойкость, для по-

вышения которой вводится марганец. Дюралюмины обычно подвергаются закалке с температуры 500 °С и естественному старению, которому предшествует двух-, трехчасовой инкубационный период. Максимальная прочность достигается через 4...5 суток. Широкое применение дюралюмины находят в авиастроении, автомобилестроении, строительстве. Алюминий А5 имеет незначительное содержание примесей, которые имеют большое значение для качества продукции. Для придания металлу пластичности, применяется термический метод обработки. Полуфабрикат, прошедший отжиг, имеет маркировку А5М, а нагартованный твёрдый прутки имеет маркировку А5Н. Алюминий А5 выпускается по ГОСТ-11069-2001 и применяется в строительстве и промышленности. А5 является техническим алюминием с малой плотностью, тягучестью и удельным значением предела прочности. Благодаря этим параметрам металл может конкурировать с титаном и сталью, но только в пределах до 200 °С [2].

Таблица 1 – Химический состав в % материала А5

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn	Ga	Примеси
до 0.3	до 0.25	до 0.05	до 0.02	min 99.5	до 0.02	до 0.03	до 0.06	до 0.03	прочие 0.03

Применение А5. Данный вид металла используется в изготовлении сварочной проволоки СвА5, листов для полиграфии, катанки, слитков и ленты. Помимо этого отливаются плитки, предназначенные для прокатки на полуфабрикаты. Из алюминия этой марки изготавливаются теплообменники, конденсаторы с двусторонним раздувом каналов, детали холодильной техники, рулонная фольга для термо-гидроизоляции, упаковочный материал и многое другое. Алюминий А5 обладает высокой коррозионной устойчивостью в разных средах. Данный вид металла может свариваться любым методом. Сварные соединения на техническом алюминии обладают высокой стойкостью, которые не склонны к расслаиванию и коррозионному растрескиванию.

Таблица 2 – Механические свойства при $t = 20^{\circ}\text{C}$ материала А5

Сортамент	s_0	d_5	Термообработка
-	МПа	%	-
Трубы, ГОСТ 18482-79	60	20	
Трубы нагартован., ГОСТ 1875-82	80	4 – 5	
Лента, ГОСТ 13726-97	60	20 – 30	Отжиг
Лента нагартован., ГОСТ 13726-97	130 – 145	3 – 5	
Плита, ГОСТ 17232-99	64 – 78	15 – 18	

Свариваемость алюминия. Способ получения износостойкого покрытия на поверхности титановой пластины, при котором составляют пакет под сварку взрывом из слоев алюминия и титана с соотношением толщин слоев 1:(2 – 8) при толщине слоя алюминия 1–1,5 мм, располагают на поверхности пакета заряд ВВ и осуществляют сварку взрывом при скорости детонации 1760 – 2700 м/с, при этом высоту заряда ВВ и сварочный зазор между пластинами пакета выбирают из условия получения скорости их соударения при сварке взрывом в пределах 550–650 м/с, после сварки пакет подвергают отжигу путем нагрева до температуры, превышающей температуру плавления алюминия на 90 – 100 °С в течение 1,5 – 3 ч с формированием между слоями алюминия и титана сплошной интерметаллидной прослойки, затем производят обжатие пакета стальными пуансонами до полного удаления с поверхности интерметаллидной прослойки остатков алюминиевого слоя, после этого полученную заготовку нагревают до температуры 730 – 740 °С, выдерживают в течение 0,2–0,3 ч, а затем ускоренно охлаждают между металлическими пластинами с высокой теплопроводностью с получением на поверхности титановой пластины высокотвердого износостойкого интерметаллического покрытия, при этом в качестве материала металлических пластин с высокой теплопроводностью используют медь [3].

Данный способ имеет невысокий технический уровень, что обусловлено наличием в пакете под сварку взрывом лишь одного алюминиевого слоя, что приводит к получению в результате сварки взрывом, последующей термообработки (отжига), обжатия полученной заготовки пуансонами и дополнительной термической обработки всего лишь одного интерметаллического слоя, обладающего повышенной твердостью и износостойкостью, с толщиной не превышающей 600 мкм, поэтому в парах трения этот слой быстро изнашивается, величина допускаемого износа в таком материале не превышает 0,5 мм, что весьма ограничивает применение такого материала в парах трения, предназначенных для длительных сроков эксплуатации в условиях агрессивных сред.

Наиболее близким по техническому уровню и достигаемому результату является способ получения композиционного материала титан-алюминий, обладающего повышенными теплозащитными свойствами и коррозионной стойкостью, который может быть также использован и в качестве износостойкого материала в случае расположения его слоев перпендикулярно или с наклоном относительно трущегося объекта, при этом величина его допускаемого износа велика и может достигать 70 – 80 % его размера в направлении изнашивания. В этом способе составляют трехслойный пакет с размещением между пластинами титана алюминиевой пластины, в котором соотношение толщин слоев титан-алюминий-титан составляет 1:(0,6–0,8):1 при толщине слоя алюминия 0,8–1,2 мм, сварку осуществляют при скорости детонации взрывчатого вещества 1680–2950 м/с, при этом сварочные зазоры между пластинами пакета и отношение удельной массы заряда взрывчатого вещества (произведение толщины на плотность) к удельной массе верхней титановой пластины выбирают из условия получения скорости соударения верхней титановой пластины с алюминиевой в пределах 560–770 м/с, а алюминиевой пластины с нижней титановой 420–630 м/с, затем осуществляют горячую прокатку сваренного трехслойного пакета при температуре 550–580 °С с обжатием до толщины алюминиевого слоя, составляющей 0,5–0,67 его исходной толщины, после чего полученную заготовку отжигают при температуре, превышающей температуру плавления алюминия в 1,14–1,15 раза, в течение 1,5–3 ч до исчезновения жидкой фазы с полным превращением алюминиевого слоя в твердую теплоза-

щитную интерметаллидную прослойку за счет взаимной диффузии титана и алюминия с последующим охлаждением на воздухе.

Данный способ имеет невысокий технический уровень, что обусловлено наличием в пакете под сварку взрывом всего лишь одного алюминиевого слоя, что позволяет получить между титановыми слоями после сварки взрывом и последующего отжига всего лишь одну интерметаллидную прослойку толщиной 600 – 1160 мкм. При использовании такого материала в парах трения его скорость изнашивания (отношение величины износа ко времени изнашивания) оказывается весьма высокой. Кроме того, из-за большой толщины интерметаллидной прослойки (600 – 1160 мкм) она склонна к хрупкому разрушению при циклических нагрузках, а это крайне ограничивает возможные области применения такого материала в парах трения [4].

В последние годы проявляется повышенный интерес к пористым материалам на основе алюминия, обладающим многими привлекательными свойствами. Современное и потенциальное будущее применение композиционных материалов на основе алюминиевых композитов сосредоточены на трех конкретных областях: автомобильной промышленности, авиакосмической промышленности, и строительная отрасль. Тем не менее, интерес также растет в области механических оборудования, в основном для износостойких или высокоточных установок и также в электрической и электронной отрасли.

1.2.2 Титан

Титан – металл серебристо-белого цвета. Он относится к легким металлам, его плотность $4,5 \text{ г/см}^3$, что почти в 2 раза меньше, чем у железа и сталей. Титан в чистом виде пластичен и мягок как медь ($\sigma_b = 220 \text{ МПа}$, $\delta = 55 \%$, $\varphi = 80 \%$). Технически чистый титан трудно деформируется в связи с понижением пластичности под действием самых малых количеств примесных атомов. Титан, как и железо, является полиморфным металлом. Он имеет две полиморфные модификации: низкотемпературную $\alpha\text{-Ti}$ (до $882,5^\circ\text{C}$) с гексагональной плотноупакованной решеткой и высокотемпературную модификацию $\beta\text{-Ti}$ (выше $882,5^\circ\text{C}$ до температуры плавления 1668°C) с объемно-центрированной решеткой.

Чистый титан имеет высокую химическую активность и низкую прочность, поэтому на практике наиболее часто применяют не чистый титан, а сплавы на его основе, обладающие высокими прочностными свойствами.

Свариваемость титана. Свариваемость титана и сплавов на его основе зависит от их физико-химических свойств. Наиболее важными из этих свойств являются: высокая активность титана к газам атмосферы при повышенных температурах, значительная склонность к росту зерен при нагреве и возможность образования хрупких фаз при охлаждении сварного соединения [5].

1.2.3 Никель

Никель – ферромагнитный металл с гранецентрированной кубической решеткой, не испытывающий аллотропических превращений до температуры плавления (1455°C). При температуре 354°C в никеле происходит магнитное превращение. При комнатной температуре никель ферромагнитен, выше 354°C никель теряет ферромагнитные свойства. Основ-

ными характерными свойствами никеля является его большая химическая стойкость, тугоплавкость, ферромагнитность, наличие ярко выраженного магнитострикционного эффекта, высокая прочность в сочетании со значительной пластичностью, высокое значение модуля упругости (210 000 МПа, т.е. почти как у железа). Чистый никель применяют в электровакуумной технике, т.к. его пары обладают малой упругостью и он не испаряется при высоком вакууме. Наиболее чистым от примесей никелем является электролитический никель и карбонильный никель.

Жидкий никель хорошо растворяет водород и окись углерода, которые при кристаллизации выделяются в виде пузырей. Дегазатором никеля является марганец. Таким образом, добавки марганца к чистому никелю являются весьма полезными, поскольку одновременно раскисляют металл, способствуют уменьшению вредного действия серы и дегазируют никель. Избыток марганца не ухудшает свойств никеля, поскольку он входит в твердый раствор, улучшая механические свойства никеля. Никелевые сплавы (ГОСТ 492-73). Никель образует непрерывные ряды твердых растворов с медью, кобальтом, железом и марганцем. В больших концентрациях (до 10–40 %) в твердый раствор замещения на основе никеля входят такие элементы: Cr, Mo, W, Ti, Al.

Никель в чистом виде применяют в качестве антикоррозионных защитных покрытий, наносимых методом плакирования и гальванопластики. Плакирование никелем применяют для предохранения от коррозии железа и легированных сталей путем получения двух- и трехслойного металла. Это значительно удешевляет стоимость изделий, изготовленных из такого металла взамен изделий из чистого никеля. Электролитические покрытия никелем наносят на алюминий, магний, цинк и чугун. Из чистого никеля изготавливают также различные аппараты, приборы, котлы и тигли с высокой коррозионной стойкостью и постоянством физических свойств, а из никелевых материалов — резервуары и цистерны для хранения в них пищевых продуктов, химических реагентов, эфирных масел, для транспортирования щелочей и других химических и пищевых продуктов, для плавления едких щелочей.

Никелевые трубы применяют для изготовления конденсаторов в производстве водорода, для перекачки щелочей в химическом производстве. Никелевые химически стойкие инструменты широко используют в медицине и научно-исследовательской работе. Никель применяется для приборов радиолокации, телевидения, дистанционного управления процессами в атомной технике. Никелевые пластинки применяют в механических прерывателях нейтронного пучка для получения нейтронных импульсов с большой энергией. Порошкообразный никель используют в каталитических процессах, в реакциях гидрогенизации непредельных углеводородов, циклических альдегидов, спиртов, ароматических углеводородов. Каталитические свойства никеля аналогичны таким же свойствам платины и палладия. Поэтому никель, как более дешевый материал, широко применяется взамен этих металлов в качестве катализатора при гидрогенизационных процессах [5].

1.3 Композиционный материал Al–Ti

В настоящее время широко исследуются и находят применение многокомпонентные (многоэлементные, многофазные, конструкционные и т.д.) материалы. Среди них можно выделить системы на основе титана и алюминия, обладающие набором уникальных

Сплавы титана с алюминием. Они наиболее важны в техническом и промышленном отношении. Введение алюминия в технический титан даже в небольших количествах (до 13%) позволяет резко повышать жаропрочность сплава при снижении его плотности и стоимости. Этот сплав – отличный конструкционный материал. Добавка 3–8 % алюминия повышает температуру превращения α -титана в β -титан. Алюминий является практически единственным легирующим стабилизатором α -титана, увеличивающим его прочность при постоянстве свойств пластичности и вязкости титанового сплава и повышении его жаропрочности, сопротивления ползучести и модуля упругости. Этим устраняется существенный недостаток титана. Помимо улучшения механических свойств сплавов при различных температурах, увеличивается их коррозионная стойкость и взрывоопасность при работе деталей из титановых сплавов в азотной кислоте.



Легирующие элементы и примеси в титановых сплавах например элемента Al, называют α -стабилизаторами, которые повышают температуру аллотропического превращения.

Сплавы на основе титана получают в процессе легирования его при помощи некоторых металлов, к примеру, Al, Cr, Fe, Mg, Mo, Sn, V. Благодаря легированию повышается удельная прочность, но иногда посредством этого снижается пластичность.

Сплав титана с алюминием отличается более высокой степенью жаропрочности. Благодаря алюминию в составе детали из этого титанового сплава лучше поддаются сварке. По этой причине алюминий добавляется как легирующий элемент во все сплавы на основе титана.

Сплав титана с никелем, в котором титана – 45 %, а никеля – 55 %, называется нитином. Его важные свойства – высокая коррозионная и эрозионная стойкость. К тому же нитинол обладает способностью, восстанавливать свою исходную форму после существенных пластических деформаций, если его нагреть до необходимой температуры.

Области применения титановых сплавов:

- авиация и ракетостроение (корпуса двигателей, баллоны для газов, сопла, диски, детали крепежа);
- химическая промышленность (компрессоры, клапаны, вентили для агрессивных жидкостей);
- оборудование для обработки ядерного топлива;
- морское и речное судостроение (гребные винты, обшивка морских судов, подводных лодок);
- криогенная техника (высокая ударная вязкость сохраняется до – 253 °C).

Титан и титановые сплавы являются очень привлекательными материалами для перспективных сфер применения благодаря их свойствам: низкой плотности, высоким механическим свойствам и коррозионной стойкости. Дальнейшее совершенствование необходимо для повышения их конкурентоспособности по сравнению с высокопрочными сталями или Ni-сплавами.

Одним из способов совершенствования титановых сплавов является их применение в качестве матрицы для композиционных материалов (КМ), армированных волокнами, которые обладают очень хорошими механическими свойствами, но издержки их производства довольно часто больше, чем у стандартных материалов. Однако стоит отметить, что при этом использование данных материалов в конструкциях самолетов и применение в автомобильной промышленности растут быстрыми темпами [7].

1.4 Композиционный материал Al–Ni

Никель и алюминий образуют два интерметаллических соединения Ni_3Al и Ni–Al. Первый из них является основной упрочняющей фазой жаропрочных никелевых сплавов, которые используются для изготовления ответственных деталей и узлов, работающих в условиях высоких температур и силовых нагрузок. Он обладает положительной зависимостью напряжения течения. Этот эффект проявляется только в сплавах с дальним атомным порядком, или, другими словами, со сверхструктурой. Моноалюминид никеля Ni–Al образуется конгруэнтно при 1640 °C. В Ni-сплавах, богатых алюминием, после закалки проис-

ходит мартенситное превращение, обеспечивающее в Ni–Al обратимый эффект памяти формы. Необходимость повышать рабочие температуры деталей авиационных двигателей, работающих в экстремально горячих условиях, инициировала разработку жаропрочных сплавов на основе NiAl как более тугоплавкого и легкого (плотность – $5,9 \text{ г/см}^3$), чем Ni_3Al , и не нуждающегося в защите от окисления. Исчерпывающую информацию о сплавах системы Ni–Al можно найти в недавно вышедшей монографии [8].

Жаростойкие деформируемые никелевые сплавы превосходят никель по сопротивлению окислению при высоких температурах. Они обладают высокой технологической пластичностью и хорошей свариваемостью. Жаростойкость никеля обычно повышается за счет добавок хрома. Никелевые сплавы с хромом (нихромы) содержат от 15 до 30 % Cr. Кроме того, в состав никелевых жаростойких сплавов для повышения жаростойкости вводятся алюминий и другие легирующие элементы.

Никелевые деформируемые жаростойкие сплавы применяют для изготовления деталей, работающих при температурах 700 – 1100 °С.

В качестве конструкционных жаростойких материалов применяются нихромы, которые наряду с высокой жаростойкостью обладают повышенной жаропрочностью. Жаропрочность этих сплавов повышают легированием тугоплавкими элементами, образующими стойкие карбиды или карбонитриды (ниобий, титан).

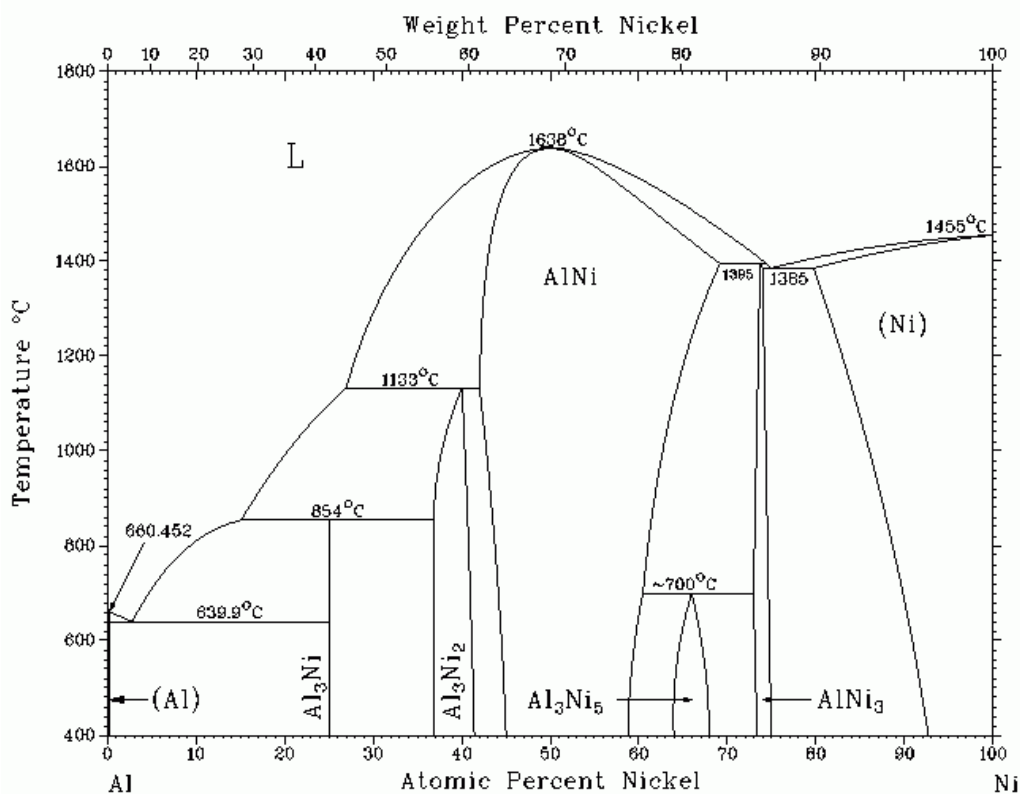


Рисунок 4 – Диаграмма равновесного состояния Al–Ni

Деформируемые жаростойкие никелевые сплавы, обладающие удовлетворительной способностью к холодной деформации, пригодны для изготовления деталей из листа методом глубокой вытяжки и гибки.

1.5 Композиционный материал Ti-Ni

Сплавы Ti-Ni уже более полувека привлекают к себе внимание материаловедов своей multifunctionality. Они наделены такими свойствами, как высокая коррозионная стойкость, высокая прочность, биологическая совместимость, высокая демпфирующая способность и, конечно же, формозапоминание – эффект памяти формы. Никелид титана имеет высокий коэффициент восстановления формы. В связи с этим было обнаружено еще одно положительное качество сплавов Ti-Ni. Если у большинства материалов с субмикронной и нанокристаллической структурами после обработки интенсивной пластической деформацией высокие предел текучести и прочность сочетались с пониженной пластичностью при комнатной температуре, то метастабильные сплавы Ti-Ni, напротив, обрели необычно высокую деформационную способность. Согласно диаграмме состояний системы Ti-Ni его температура плавления равна 1310 °C. Исходная при- стабильная ОЦК-решетка типа CsCl-структура деформации претерпевает термоупругое мартенситное превращение в фазу с более низкой симметрией. Никелид титана – интерметаллическое соединение Ti-Ni эквивалентного состава с 55 мас.% Ni – стал лидером среди материалов с памятью формы по применению и по изученности. При современном уровне промышленного производства его изделия находят широкое практическое использование и сбыт.

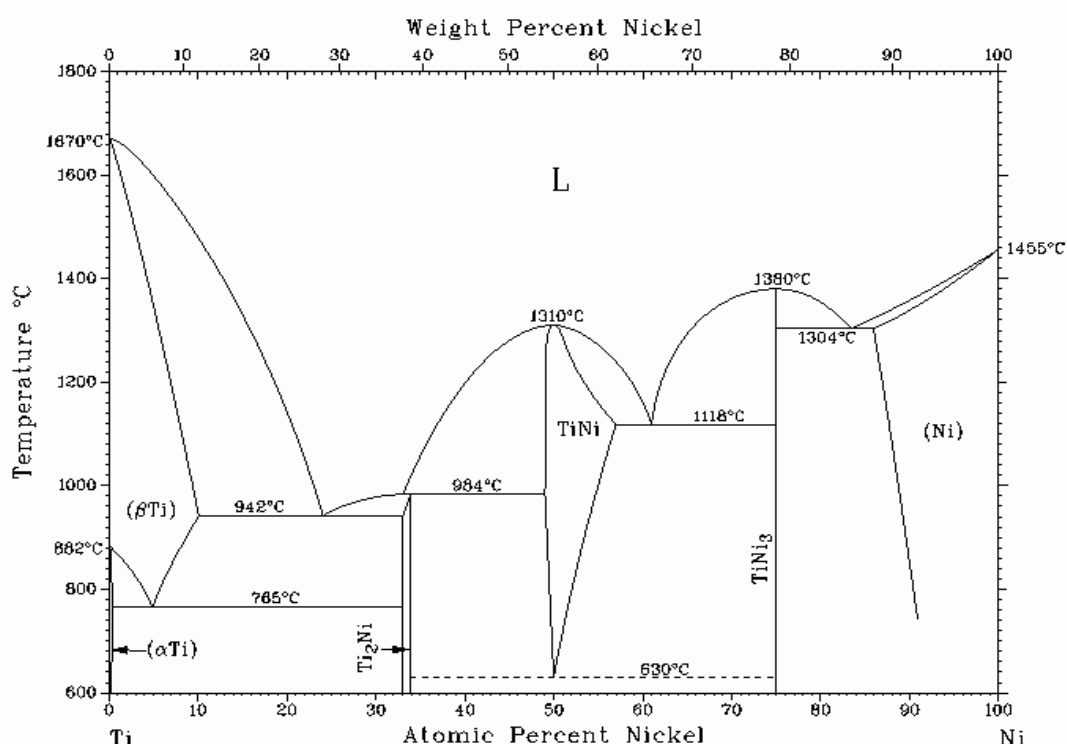


Рисунок 5 – Диаграмма фазового равновесия в системе Ti-Ni

Однако интерес к сплавам Ti-Ni не ослабевает. Во многом это объясняется тем, что появляются новые способы получения и обработки металлов и сплавов, разработчики которых стараются опробовать их на уже хорошо зарекомендовавших себя и перспективных материалах[9]

1.6 Сварка взрывом

Данные композиционные материалы были получены сваркой взрывом. Сварка взрывом – метод сварки на основе использования энергии взрыва; разновидность обработки металлов взрывом. При сварке взрывом привариваемая (подвижная) деталь располагается под углом к неподвижной детали-мишени (основанию) или параллельно ей (в большинстве случаев) и приводится в движение контролируемым взрывом, в результате чего с большой скоростью соударяется с ней; соединение образуется за счет совместной пластической деформации поверхностей. При этом из-за скоротечности процесса не успевает развиваться объемная диффузия, вследствие чего этот вид сварки применим для соединения разнородных металлов и сплавов. Перед сваркой детали должны зачищаться до металлического блеска и быть обезжирены.

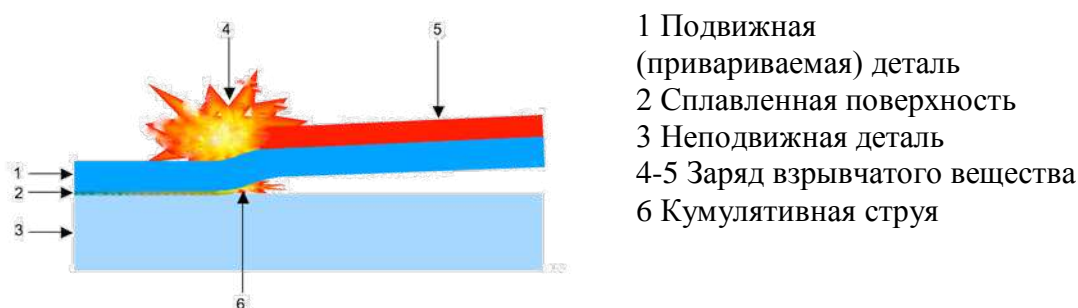


Рисунок 6 – Угловая схема сварки взрывом на стадии взрыва

Сварка взрывом представляет собой высокоэнергетический технологический процесс, позволяющий с высоким качеством соединять разнородные металлические материалы в том числе, различные комбинации материалов, используемых для композитов металл - интерметаллид. Давления, развиваемые в процессе сварки взрывом, обеспечивают отличный контакт между поверхностями свариваемых металлов. Кумулятивный поток, образующийся в процессе сварки, очищает пластины от оксидных плёнок и загрязнений, способных снизить скорость твердофазных процессов

Обработка металлов приобрела достаточное распространение за счет следующих положительных сторон: формирование композитов армированного вида; использование для пакетов со множеством слоев; сварка материалов, являющихся разнородными по отношению друг к другу, к примеру, сталь – титан; низкий расход; экономичность. Несмотря на множество достоинств, не обошлось без недостатков, основным из которых является заметный воспроизводимый шум, из-за чего возникает необходимость в достаточном удалении от жилых и общественных зданий, также присутствует сложность хранения и транспортировки, вызванная опасностью взрыва [10].

Главная особенность заключается в возможности обработки металлических поверхностей любых видов. Выбранные соединения могут обладать любыми размерами, что является дополнительным преимуществом. Сварка взрывом, схема которой представлена выше, обеспечивает моментальное получение качественного соединения, которое образуется менее чем за миллионную долю секунды. Стоит отметить, что в случае необходимости

вторичного нагрева готовых поверхностей следует помнить про высокий риск развития активной диффузии, она может появиться в месте полученного ранее соединения. Из-за этого присутствует высокая вероятность существенного понижения характеристик прочности и надежности, в особенности при условии воздействия высокого температурного диапазона. Для предотвращения подобных пагубных изменений в процессе соединения используются специальные промежуточные прослойки на металлической основе, при этом поверхности, проходящие обработку, и применяемые дополнения не формируют химических соединений. В качестве примера можно привести сварку титана и стали, в данном случае такие материалы, как ванадий или тантал применяются в качестве специальной прослойки.

Технология сварки взрывом имеет сходство с соединением под воздействием давления, общие черты особенно заметны в некоторых моментах методики. Процесс должен производиться при создании определенных условий, без них выполнение задачи становится невозможным. В первую очередь должен учитываться высокий диапазон температур, он необходим для уменьшения времени, затрачиваемого на выполнение работ. Поверхности, подвергаемые обработке, должны характеризоваться пластическими деформациями. Также они должны плотно соединяться друг с другом. Соблюдение требований, указанных выше, обеспечивает качественное соединение. Метаемая пластина, движимая по отношению к другой, которая остается в неподвижном состоянии, в момент удара обладает удельным количеством кинетического заряда, приходящимся на единицу обрабатываемой плоскости. В случае если сварка взрывом характеризуется одновременным перемещением элементов, характеристики упругости и надежности соединения снижаются до минимальных значений. Скорость Уровень получаемых свойств, которые обеспечивает сварка взрывом, в большей мере зависит от скорости метательного процесса. При невысокой скорости практически отсутствует вероятность образования соединения, несмотря на полное соблюдение других основных условий. Стоит отметить, что несоответствующие скорости контакта не являются препятствием для получения качественных и надежных готовых изделий при условии наличия подходящей скорости метания, рассчитанной заранее. Данный параметр оказывает прямое воздействие на вид места, подвергаемого соединению, то есть обрабатываемая зона меняет характеристики тепловой концентрации в соответствии со скоростью. Расчеты, как правило, имеют экспериментальный характер, так как в данной сфере отсутствует установленная методика определения режимов. Это вызвано тем, что в настоящее время еще не создана теория данного технологического процесса по причине невозможности полного изучения, и сложностью предварительного определения всех нюансов поведения металлических поверхностей и взрывной волны. То есть каждый отдельный случай требует создания рассчитанного режима и собственной методики работ.

2 Методы изготовления образцов и их исследования

2.1 Методы изготовления образцов

2.1.1 Изготовление образцов Ti–Al

Образцы композита получены сваркой взрывом многослойного пакета пластин технически чистого титана ВТ 1-0 и алюминия А5 толщиной 0,5 и 1 мм соответственно. Пакет из чередующихся 11 титановых и 12 алюминиевых пластин сваривали взрывом одним зарядом взрывчатого вещества аммонита. Толщина слоя взрывчатого вещества составляла 45 мм, габариты пластин составили 80x80 мм. Скорость детонации оценена в 3600 м/с. Углы столкновения были установлены от 24 °С (для верхних пластин) до 6,2 °С (для нижних пластин). Исследовали структуру переходных зон в плоскости поперечного среза (перпендикулярной слоям алюминия и титана) и структуру зоны контакта алюминия и титана после механического разделения композита по слоям.

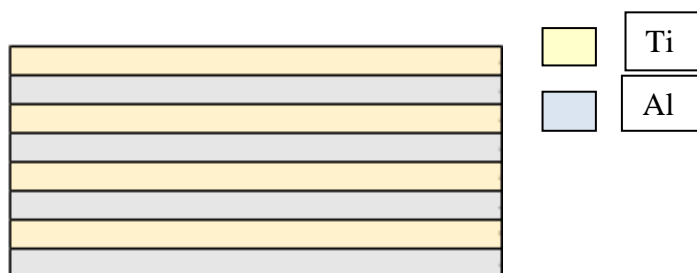


Рисунок 7 – Схема многослойного слоистого композита Ti–Al

Исходный образец Ti–Al был подвержен ступенчатой термической обработке.

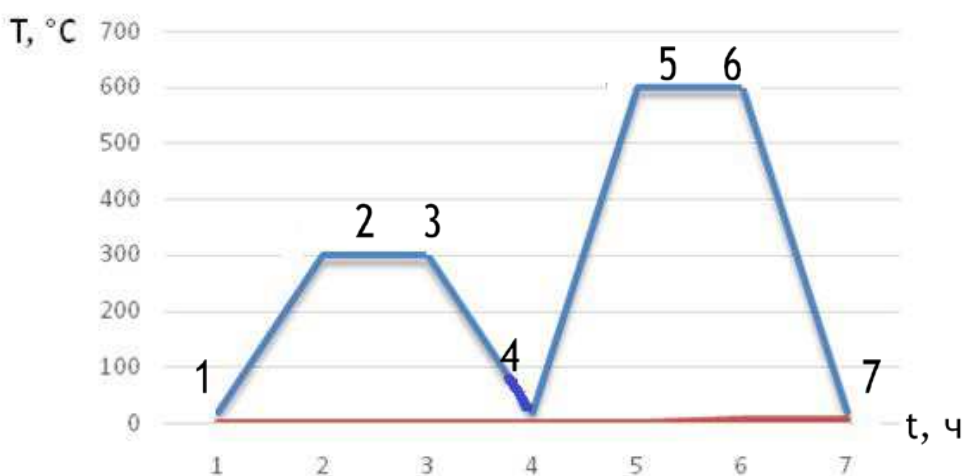


Рисунок 8 – График проведения эксперимента

Перед началом эксперимента, была снята рентгенограмма исходного образца при комнатной температуре (на графике фаза Al–Ti обозначено цифрой 1). Затем исходный образец нагревали до 300 градусов в течении часа, после чего была снята еще одна рентгенограмма (на графике показана цифрой 2). Затем образец выдержали 1 час при температуре 300 градусов и вновь сняли рентгенограмму (обозначено цифрой 3) и вновь остудили до комнатной (обозначено цифрой 4). Существенных изменений или образование новых фаз в структуре образца по сравнению с исходным не произошло. Затем этот же образец нагрели до 600 градусов в течении часа, получили рентгенограмму (обозначенная цифрой 5) с явно видимыми фазами $TiAl_2$ и Al_3Ti выдержали 1 час, получили рентгенограмму (обозначенную цифрой 6) на которой видно, что количество интенсивности увеличилось и образовались новые фазы, затем остудили до комнатной температуры (обозначено цифрой 7) на этой рентгенограмме видно, что еще больше увеличилась интенсивность по сравнению с другими рентгенограммами образца.

2.1.2 Изготовление образцов Ni–Al

Объектом исследования являются продукты твердофазных механохимических реакций, происходящие в зоне контакта разнородных материалов многослойного композита Al–Ni. В данной работе получили композит с помощью сварки давлением без нагрева металла.

Исходным материалом были пластины технически чистого алюминия марки А5 толщиной 0,5 мм и никеля марки НП2 толщиной 0,3 мм. Была сделана предварительная полировка пластин с помощью полировальной пасты АСМ 1/0 НОМ ГОСТ25593-83.

Далее была сформирована многослойная заготовка, полученная динамической нагрузкой, шириной 20 и длиной 40 мм состоящая из восьми пластин Ni и шести пластин Al из чередующихся между собой рисунок 10.

По заданным размерам была изготовлена оснастка: два пуансона диаметром 58 мм и высотой 30 мм. Пластины обезжиривались бензином. Затем восьмислойную заготовку поместили между пуансонами и с помощью гидравлического пресса обеспечили усилие 200 тонн с выдержкой в течение 5 секунд. В результате получили многослойный композит (рис.10).

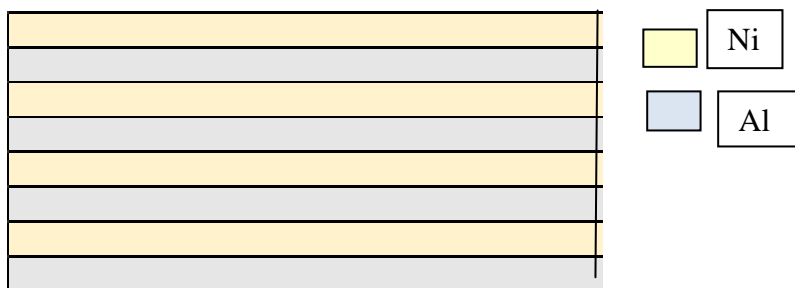


Рисунок 9 – Схема многослойного слоистого композита

Разновидность гидравлического пресса усилием 200 тонн представлена на рис 10.



Рисунок 10 – Вид гидравлического пресса усилием 200 тонн

В процессе подготовки образцов мы руководствовались возможностью сравнить результаты наших исследований с исследованиями, полученными в работе. В данном исследовании был рассмотрен метод подготовки многослойного образца полученного статической нагрузкой в течении одной минуты, в отличии от нашего случая, когда многослойный композит Ni-Al был получен при помощи метода холодной сварки в течении пяти секунд. В рассматриваемом исследовании полученные пластины Al и Ni помещались, чередуясь между собой в прессовальную установку. На слоистый образец было оказано статическое давление в течении одной минуты. В результате испытания был получен многослойный Ni-Al композит, изображенный на рисунок 11.



Рисунок 11 – Фотография композита N-Al полученного в результате динамической нагрузке

В соответствии с нашей рабочей гипотезой продукты механохимических реакций в условиях статической и динамической нагрузки должны различаться.

Многослойные композиты Al–Ni представляют особый интерес для исследования, ввиду использования в высокотехнологичных областях техники, как материалы, обладающие высокими показателями прочности, жаростойкости и жесткости в сочетании с невысокой плотностью.

Металл-интерметаллидным материалам на основе никеля и алюминия уделяется повышенное внимание, что обусловлено благоприятным сочетанием свойств алюминидов никеля. Для алюминидов никеля характерны высокие значения модуля упругости и твердости. Материалы этого типа обладают повышенной жаропрочностью, высоким уровнем износостойкости, стойкостью к окислению (в том числе при нагреве).

Потенциальными областями применения сплавов на основе Al–Ni могут быть как высокотемпературные детали авиационных ГТД, так и высокотемпературный крепеж, узлы литейных инжекторных установок, насосов, штампов, оснастка для литья алюминия, подшипники, нагревательные элементы и др.

2.1.3 Методы изготовления образцов Ti–Ni

Экспериментальная установка для электроимпульсного спекания фольги. Принципиальная схема процесса электроимпульсного спекания, разработанного в МИФИ, приведена на рисунок 12.

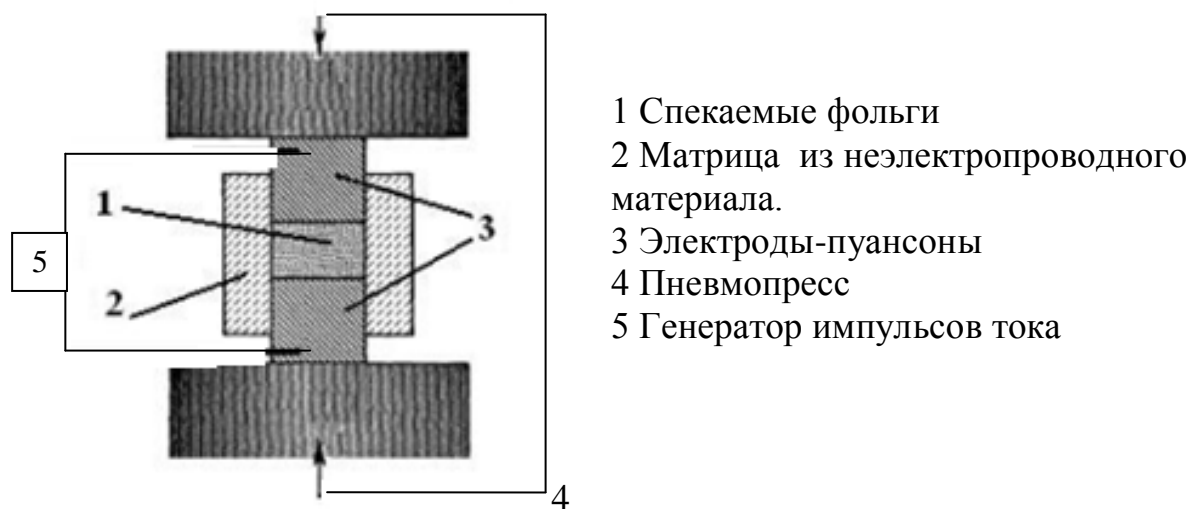


Рисунок 12 – Установка электроимпульсного спекания

Спекаемые фольги помещаются в матрицу из неэлектропроводного материала. Электроды пуансоны передают давление на заготовку от пневмопресса и одновременно служат токоподводами от генератора импульсов тока к прессуемому материалу. Для создания мощных импульсов тока с длительностью менее 10^{-3} с используется батарея высоковольтных импульсных конденсаторов с запасаемой энергией 75 кДж, разряд которой обеспечивает мощное энерговыделение в порошковой прессовке.

Высокие характеристики материалов, получаемых в результате электроимпульсного спекания, достигаются при оптимальных параметрах электроимпульсного воздействия, которые определяются в результате исследований физических процессов, протекающих в материалах. Принципиальная схема установки электроимпульсного спекания представлена на рисунке 12. Короткий и мощный импульс тока, проходящий через пуансоны, интенсивно разогревает только спекаемый материал до температуры, определяемой величиной вводимой энергии, без существенного разогрева электродов-пуансонов и матрицы. Это происходит потому, что удельное электрическое сопротивление спекаемых материалов на один – два порядка превышает удельное электрическое сопротивление материала электродов-пуансонов. При интенсивном разогреве вещества резко снижается его сопротивление пластическому деформированию, и под воздействием внешнего механического давления материал деформируется с высокой скоростью, определяемой системой нагружения. Одновременно с этим происходит охлаждение прессуемого материала за счет теплоотвода в пуансоны и матрицу.

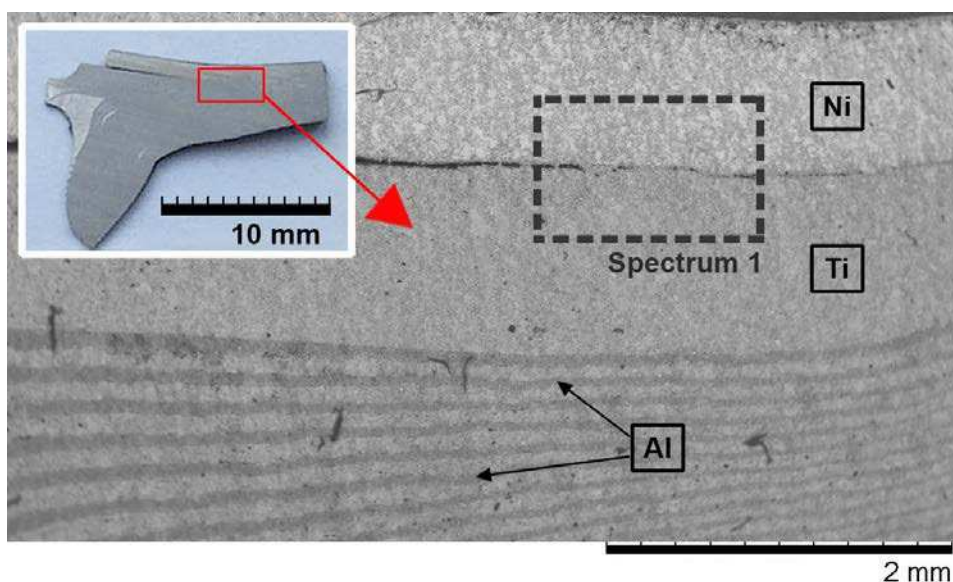


Рисунок 13 – Изображение многослойного образца Ti–Al–Ni полученное в сканирующем электронном микроскопе, во врезке представлен общий вид образца

Фазовый состав образца определяли с помощью рентгеновской дифракции на дифрактометре «Bruker» с использованием излучения меди.

Исследование проходило путем спекания многослойной заготовки представляющей собой перемежающиеся между собой титановые с одной стороны и никелевые с другой стороны образца, пластины, разделенные фольговыми прослойками алюминия. Образец подвергали спеканию при 830 °С под давлением 40 МПа. Продолжительность спекания составила 10 минут.

Изображение в сканирующем электронном микроскопе поверхности Ti–Al–Ni, представленного на рисунке 13.

2.2 Методы исследования образцов

2.2.1 Методы металлографического контроля

Абразивная подготовка шлифов заключается в срезании неровностей поверхности абразивными частицами. Обработку производят в несколько стадий, постепенно уменьшая крупность этих частиц. При подготовке шлифа абразивным методом шлифовать следует как минимум на 4 шлифовальных бумагах, начиная с более крупной и заканчивая мелкой, а также при переходе на новую шлифовальную бумагу, смывать остатки абразива спиртом и поворачивать образец на 90 °. Заканчивается абразивная подготовка шлифа обычно полировкой с помощью водной суспензии окислов металлов [11].

Изучение структуры и свойств методами оптической и электронной микроскопии. Задачей металлографических исследований является установление взаимосвязи между качественными и количественными характеристиками структуры, с одной стороны, и механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами материалов с другой. Исследования микроструктуры проводили путем визуального наблюдения и фотографирования микроструктуры непрозрачных объектов в отраженном свете на металлографическом микроскопе Carl Zeiss Axio Observer Z1m и при увеличениях от 50 до 1000 крат. Фотосъемку проводили при помощи специального устройства цифровой визуализации изображений AxioCam MRc5. На рисунке 14 представлен люминесцентный инвертированный микроскоп проводящего света Carl Zeiss Axio Observer Z1m. Он служит для исследования в проходящем и отраженном свете. Позволяет проводить исследования методами светового поля, фазового контраста, дифференциального контраста (DIC), контраста VAREL, контраста PlasDic в проходящем свете и флуоресценции [12].

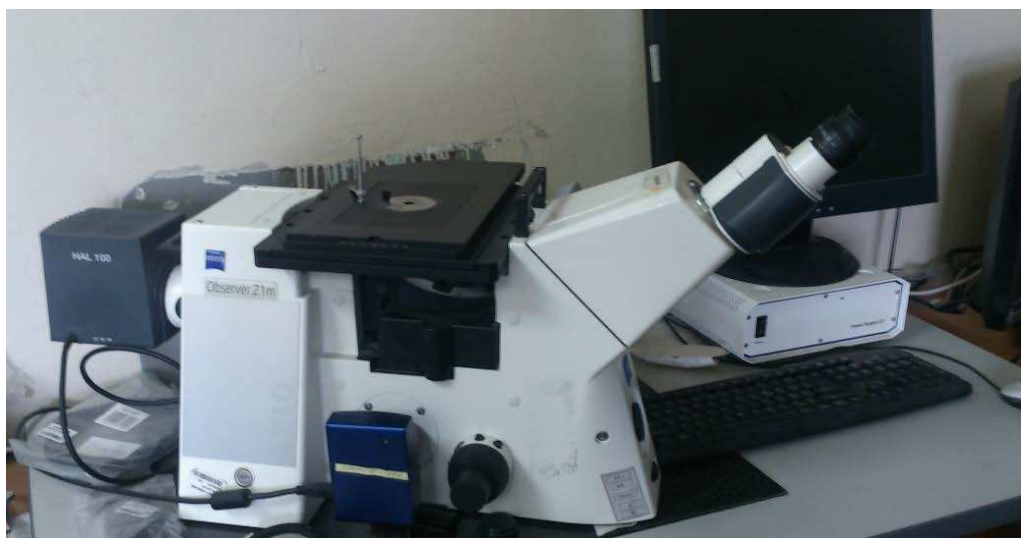


Рисунок 14 – Металлографический микроскоп проводящего света *Carl Zeiss Axio Observer Z1m*

Общий вид, устройство, принцип работы РЭМ HITACHI TM1000. РЭМ HITACHI TM1000 изображен на (рис.16), предназначен для исследования изломов и микроструктуры материалов различного назначения. Режим низкого вакуума позволяет исследовать не только проводящие образцы, полупроводники, но и диэлектрики [13].

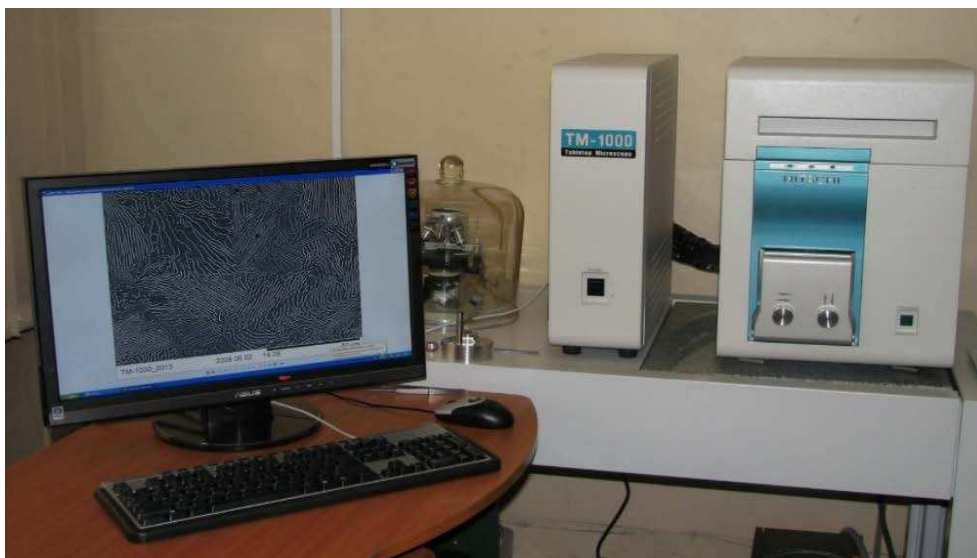


Рисунок 15 – Общий вид РЭМ HITACHI TM1000

HITACHI TM 1000 состоит из 3-х блоков – собственно микроскопа с вакуумной системой, состоящей из насоса с диафрагмой, обеспечивающего низкий вакуум, и турбомолекулярного насоса – для получения высокого вакуума, блока питания, и управляющего компьютера. Высоковакуумный турбомолекулярный насос поддерживает высокий вакуум 10^{-5} Па в верхней части колонны микроскопа – пушке, в которой расположен вольфрамовый катод. Технические характеристики: увеличение $\times 20 - 10000$, разрешение – 30 нм, глубина резкости 0,5 мм, ускоряющее напряжение – 15 кВ.



Рисунок 16 – Окно управляющей программы

Формирование изображения происходит следующим образом. На пушку подается ускоряющее напряжение, под действием которого катод начинает эмитировать электроны. Управление микроскопом, получение изображения, визуализация производится персональным компьютером со специальным программным обеспечением рисунок 17.

Электронный пучок, формируемый электромагнитными линзами в тонкий зонд, взаимодействует с поверхностью образца. Вторичные и отраженные электроны фиксируются твердотельным детектором, на экране монитора за счет фазового и топографического контраста формируется изображение. Изображение сохраняется в файл с расширением *.bmp, .jpg, .gif*.

2.2.2 Дифрактометрическое исследование

Метод рентгеновской дифракции (XRD) является идеальным неразрушающим аналитическим методом для изучения любого типа проб.

Метод рентгеновской дифракции позволяет идентифицировать фазы кристаллитов, проводить их количественный анализ и определять атомную структуру кристаллитов с минимальной пробоподготовкой. Это позволяет предотвратить риск повреждения фаз и изменения параметров пробы. В реальности, исследовать пробу сложного состава другими методами достаточно сложно. С другой стороны, в дифрактограмме любая деталь несет полезную информацию и позволяет проводить всестороннее исследование пробы. Дифрактограмма представляет собой распределение пиков определенной формы и интенсивности в зависимости от энергии характеристического излучения конкретной фазы. При наличии этих данных можно сделать заключение о параметрах пробы и получить следующую информацию: – Плотность распределения фазы, – Количество фаз, – Текстура, – Остаточные напряжения, – Структура кристаллита, – Микроструктура. Дифрактометр комплектуется программным обеспечением *DIFFRAC.SUITE*. Последняя версия программы позволяет решать практически весь спектр аналитических задач. Благодаря *DIFFRAC.SUITE* вы можете проводить любой анализ и получать требуемый результат. Данное программное обеспечение является самым быстрым, простым и надежным на рынке. Рентгеновская дифракция на поликристаллическом материале дает индивидуальную дифрактограмму. Дифрактограмма является результатом интерференции волн отраженных регулярным образованием которые содержатся в любом кристаллите. Значениями расстояний между плоскостями кристаллической решетки сопоставимыми с длинами волн в рентгеновском диапазоне. Закон Брэгга связывает направление интерференции, длину волны и размер образования.

1) Проба расположенная в центре сфер облучается рентгеновским пучком. Прямое направление пучка определяют дифракционный угол $2\theta = 0^\circ$

2) Рентгеновские фотоны дифрагируют на кристаллитах пробы и формируют конусы с определенными углами раствора. Углы определяются шагом решетки в кристаллитах и энергией фотона (длиной волны). Кольца которые получаются в результате конуса со сферой называются кольцами Дебая.

3) Распределение интенсивности вдоль колец Дебая характеризует микроструктуры пробы. Если проба имеет преимущественные ориентации, то интенсивность неравномерна, однако обладает симметрией.

4) Дифракция не изменяет длину волны, поэтому причиной измеренной деформации колец Дебая является изменение шага решетки в зависимости от направления, которая вызвана деформацией кристаллитов.

5) Дифракционная информация записывается сканирующим детектором. Если в поле зрения детектора попадает кольцо Дебая, на рентгенограмме появляется дифракционный пик. Для записи дифракционных интенсивностей вдоль колец проба должна вращаться вокруг нормали к своей поверхности.

2.2.3 Испытание на одноосное статическое растяжение

Испытания на растяжение – один из самых распространенных видов механических испытаний. Тщательно подготовленный образец помещают в захваты мощной машины, которая прикладывает к нему растягивающие усилия. На рисунке 17 представлен испытательный комплекс LFM 20.



Рисунок 17 – Испытательный комплекс LFM 20

При испытании определяют прочность наиболее слабого участка стыкового или нахлесточного соединения или прочность металла шва в стыковом соединении. Чертеж образца представлен на рисунке 18

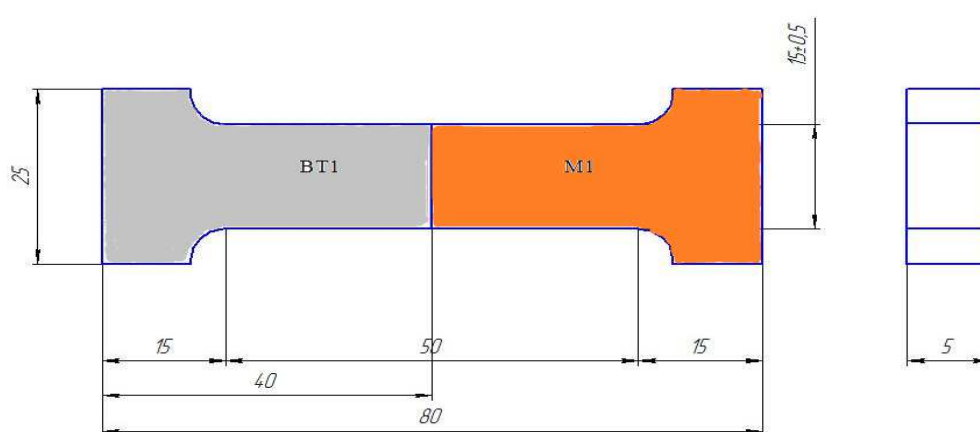


Рисунок 18 – Образец для испытания на статическое растяжение

Испытание на статическое одноосное растяжение проводится в соответствии с ГОСТ 6996-66 «Сварные соединения. Методы определения механических свойств» [13].

2.2.4 Измерение микротвердости

Испытание на микротвердость применяется при определении твердости таких объектов, которые не могут быть испытаны обычно применяемыми методами (по Бринеллю, Роквеллу, Виккерсу), а именно мелких деталей приборов, тонких полуфабрикатов (лент, фольги, проволоки), тонких слоев, получающихся в результате химико-термической обработки (азотирования, цианирования и др.) и гальванических покрытий, поверхностных слоев металла, изменивших свои свойства в результате снятия стружки, давления, трения.

Для испытания на микротвердость применяют прибор ПМТ-3 рис 19



Рисунок 19 – Микротвердомер ПМТ-3

Микротвердость определяют вдавливанием алмазной пирамиды. Измерение проводится согласно ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников» [14].

3 Исследовательская часть

3.1 Композитный образец TiAl

3.1.1 Металлографические исследования

Для исследования структуры переходных зон, полученных образцов, использовали сканирующий электронный микроскоп *JEOL 6390LV*. На рисунке 20 мы видим характерную слоистую структурномногослойного слоистого композита Al–Ti.

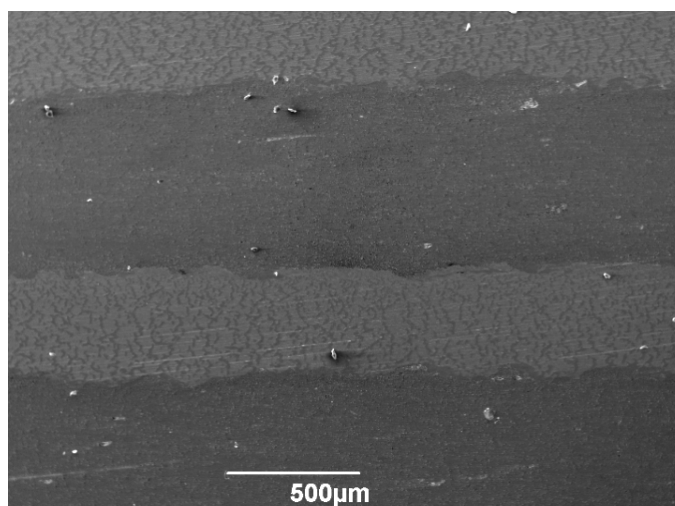


Рисунок 20 – Структура многослойного слоистого композита

Образец так же исследовали методом растровой электронной микроскопии и микроанализа. На рисунке 25 приведены изображения зоны контакта алюминия и титана, полученные в рентгеновских лучах. Взаимная диффузия алюминия и титана происходит не сплошным фронтом диффузионной зоны, а миграцией отдельных частиц на большие расстояния (до нескольких микрон) за доли секунды

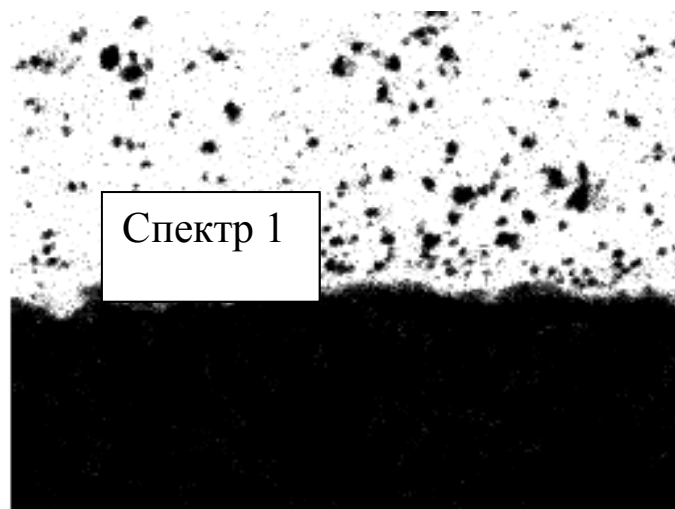


Рисунок 21 – Поперечное сечение образца алюминия в рентгеновских лучах

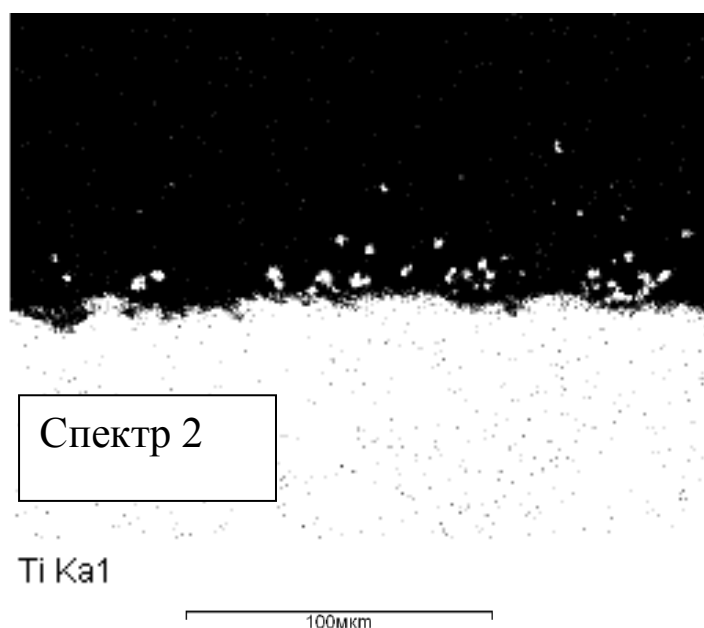


Рисунок 22 – Поперечное сечение образца титана в рентгеновских лучах

На рисунке 21 можно видеть поперечное сечение образца, где верхний слой Al–нижний Ti. Количественный состав, полученный с отдельных точек, показан в таблице 1.

Таблица 3 – Состав образца, полученный методом энерго-дисперсионного анализа

Спектр	O	Al	Si	Ti	Fe
Спектр 1	7,15	84,20	8,18		0,48
Спектр 2		2,24		97,7	

Исследуемый образец был подвергнут разрыву. Зона разрыва исследована методом растровой электронной микроскопии и энерго-дисперсионного анализа. На рисунке 22 показано электронное изображение зоны разрыва поверхности алюминия.

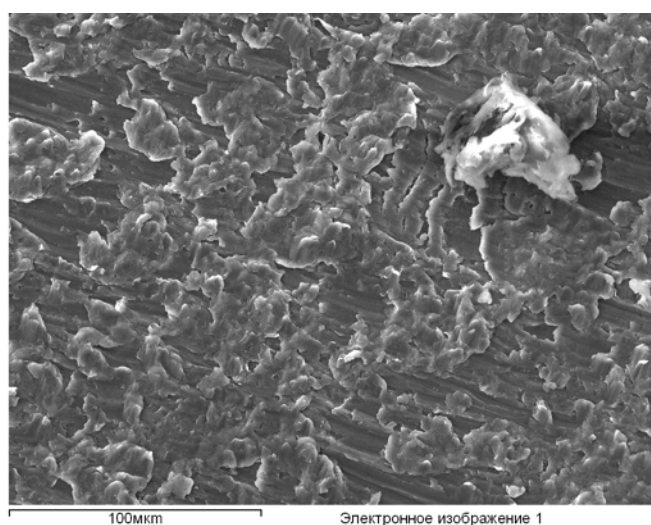


Рисунок 23 – Изображение поверхности алюминия во вторичных электронах

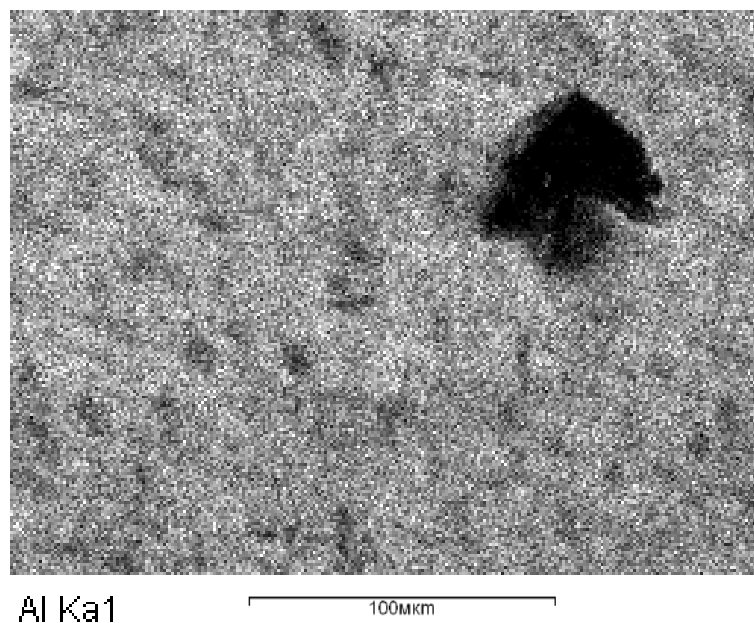


Рисунок 24 – Изображение разорванной поверхности алюминия в рентгеновских лучах алюминия

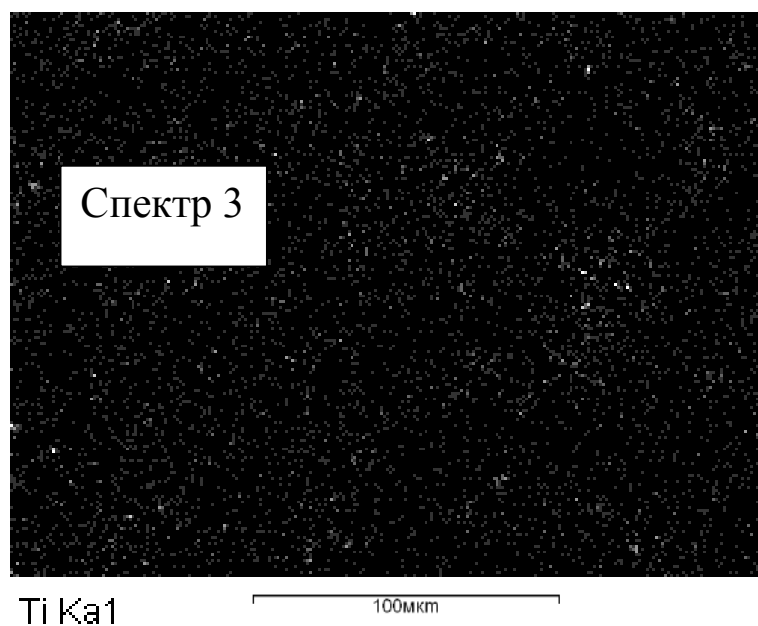


Рисунок 25 – Изображение разорванной поверхности алюминия в рентгеновских лучах титана

На рисунке 25 можно увидеть, что включения титана на поверхности алюминия практически отсутствуют, это подтверждается таблицей 3.

Таблица 4 – Количественный состав образца в некоторых точках разрыва на поверхности алюминия.

Спектр	O	Al	Ti
Спектр 3	4,41	95,11	0,48

На изображении во вторичных электронах зоны разрыва поверхности титана видна сетчатая структура оксида титана

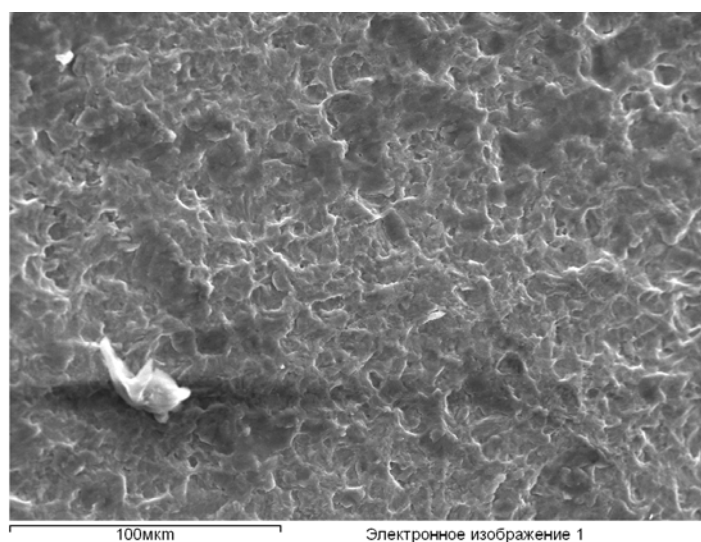


Рисунок 26 – Изображение образца поверхности титана во вторичных электронах.

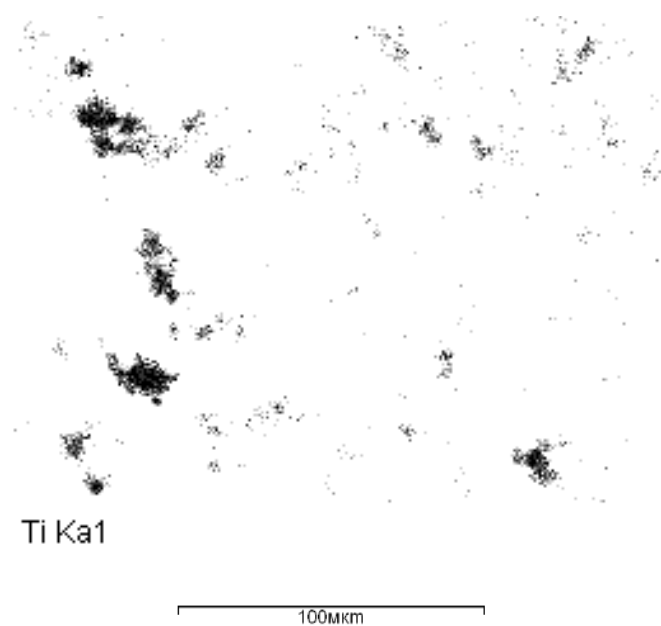


Рисунок 27 – Изображение поверхности титана в рентгеновских лучах титана

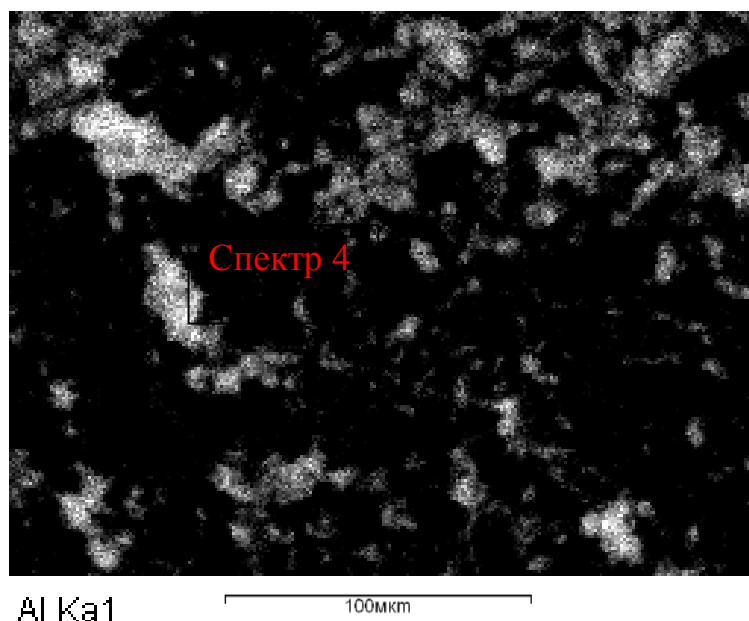


Рисунок 28 – Изображение поверхности титана
в рентгеновских лучах алюминия

На поверхности титана можно видеть большие включения алюминия. Судя по результатам рентгенограммы это соединения Al_2Ti . Количественные данные можно увидеть в таблице 7.

Таблица 5 – Количественный состав образца в месте разрыва на поверхности титана.

Спектр	Al	Ti
Спектр 4	19,19	80,81

Таким образом нами показано, что в процессе твердофазного взаимодействия титана и алюминия, вызванного сваркой взрывом, в зоне контакта формируются прослойки интерметаллидных фаз. Кроме того показано, что в локализованных зонах взаимная диффузия алюминия и титана происходит не сплошным фронтом, а миграцией отдельных частиц на расстояния до нескольких микрометров.

3.1.2 Рентгеновский анализ

Исходный образец Ti–Al был снят на установке Bruker при комнатной и повышенных температурах. На рисунке 34 приведен общий график проведения эксперимента в координатах время – температура.

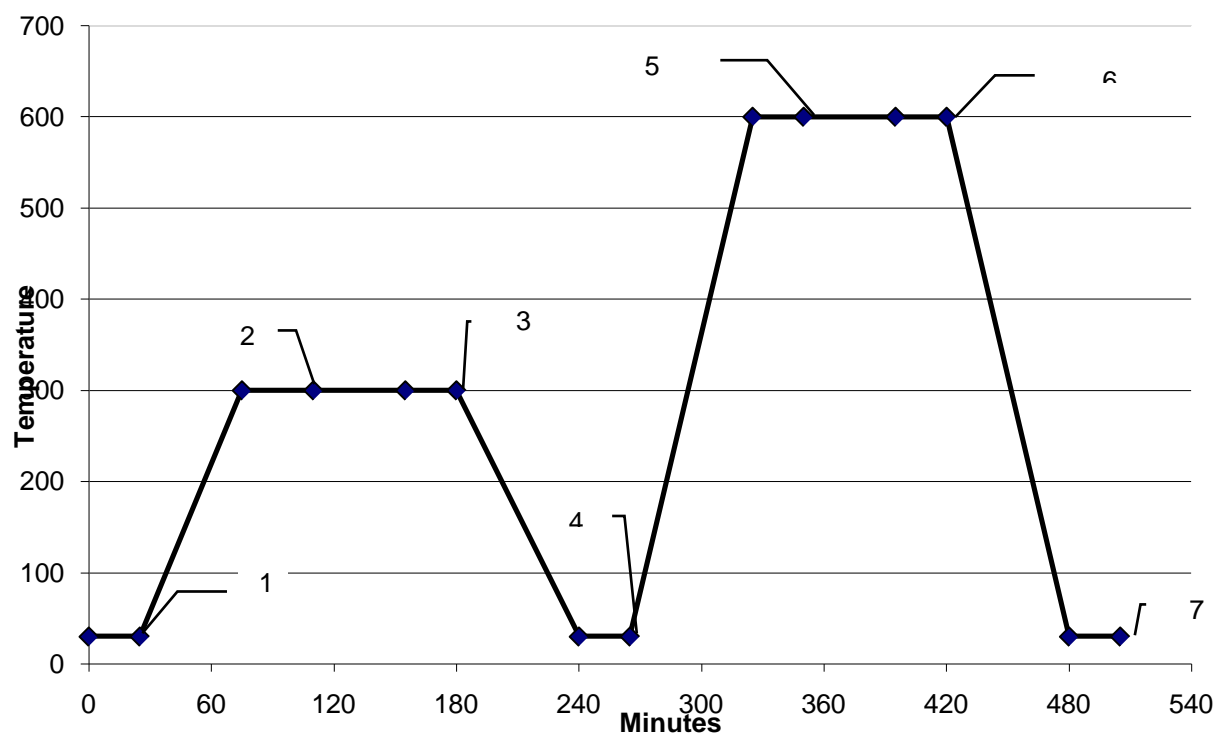


Рисунок 29 – График проведения эксперимента

В результате были получены дифрактограммы, соответствующие точкам на рисунке 29, на которых были выделены наиболее интенсивные пики для расшифровки.

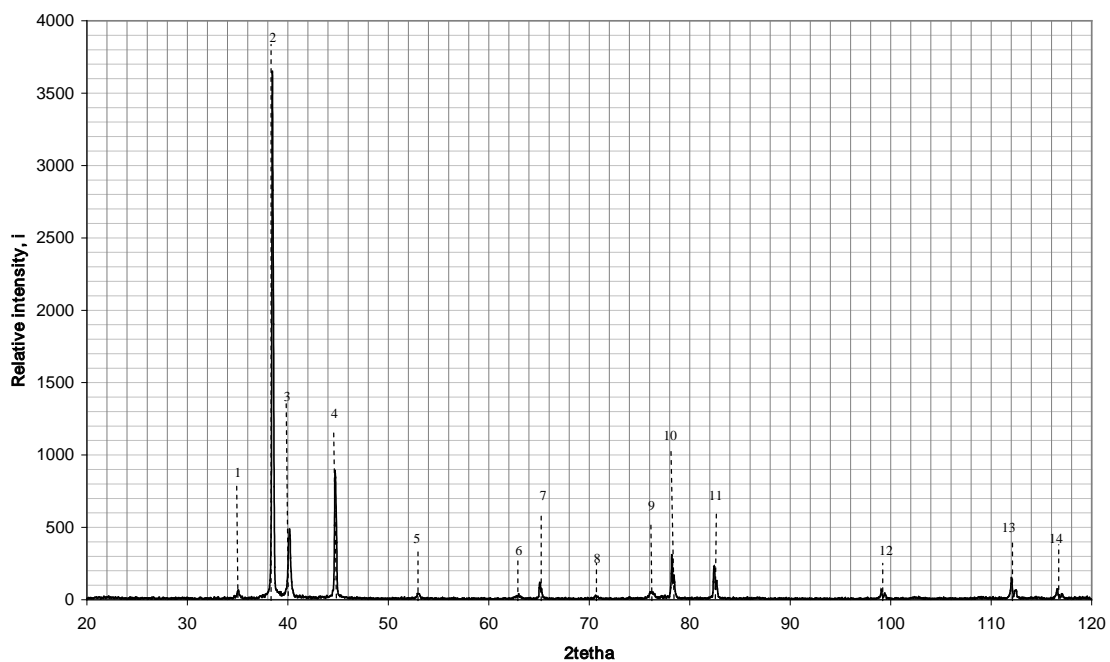
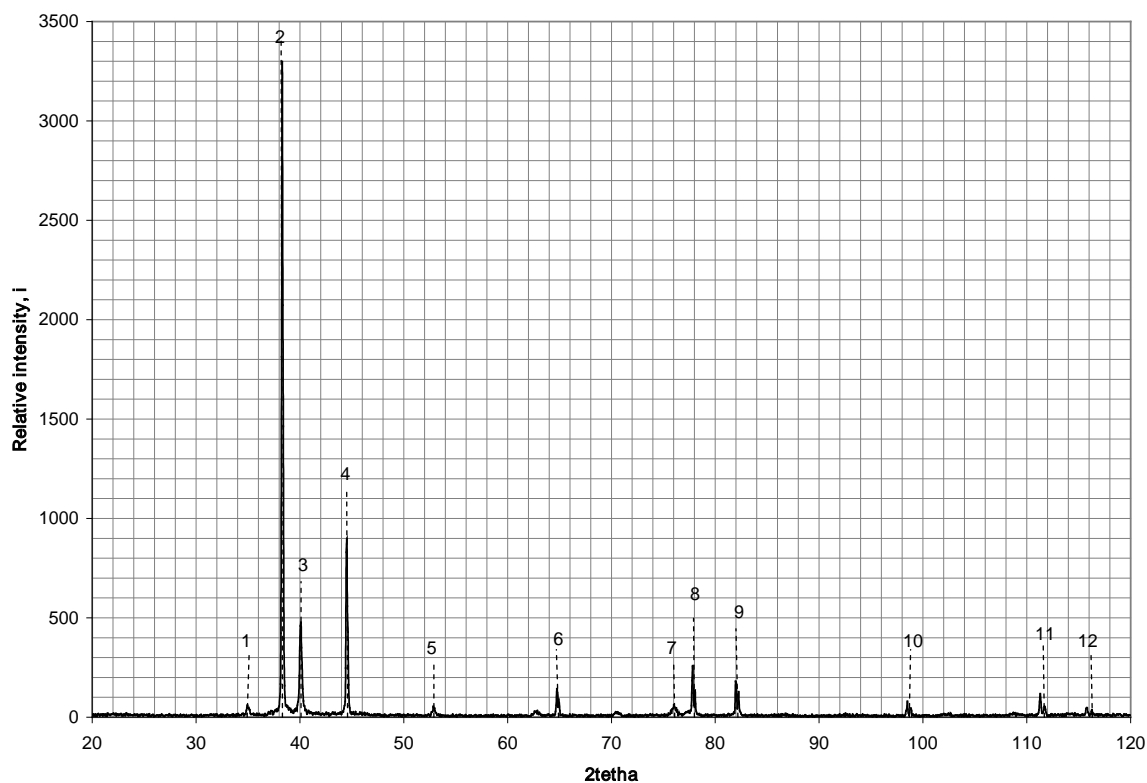


Рисунок 30 – Дифрактограмма исходного образца Ti-Al

На рисунке 30 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al непосредственно после сварки взрывом (точка 1 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 6

Таблица 6 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 35

№ line	ГЦК решетка $TiAl_2$			Al		Ti		AlTi		$d, (hkl)$ экспер	2θ экспе
	hkl	$d, (hkl)$	2θ	hkl	$d, (hkl)$	hkl	$d, (hkl)$	hkl	$d, (hk)$		
1	-	2.317	34.2			100	2,54			2,5477	35.2
2	111	2.291	39.3	111	2,338	002	2,34	002	2.27	2,29085	39.3
3		2.4466	40.140			101	2,23	200	2.03	2,1893	41.2
4	200	1.990	45.534	200	2,02					1,9879	45.6
5	-	1.702	53.794			102	1,72	201	1.71	1,7204	53.2
6		1.47595	62.920			110	1,47	112	1.48	1,4720	63.2
7	220	1.417	65.864	220	1,43			202	1.43	1,4298	65.2
8	-	1.320	71.349			103	1,33			1,3265	71
9		1.24908	76.150			112	1,248	220	1.24	1,2442	76.5
10	311	1.212	78.924	311	1,219	201	1,230	311	1.22	1,2213	78.2
11	222	1.161	83.115	222	1.17	004	1.16	222	1.17	1,1717	82.2
12		1.01250	99.068			104	1.01	312	1.01	1,0100	99.4
13		0.92906	112.016	331	0.93	211	0.93	331	0.93	0,9291	112
14		0.90554	116.565	420	0.91	114	0.90	402	0.91	0,9043	116.8



2

Рисунок 31 – Дифрактограмма образца Ti–Al после процесса нагрева в течении 1 часа до температуры 300 °C

На рисунке 31 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al после нагрева в течении часа до 300 °С (точка 2 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 7.

Таблица 7 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 36

№ line	ГЦК решетка TiAl ₃			Al		Ti		AlTi ₃		<i>d, (hkl)</i> экспер	<i>2tetha</i> экспе
	<i>hkl</i>	<i>d, (hkl)</i>	<i>tetha</i>	<i>hkl</i>	<i>d, (hk)</i>	<i>hkl</i>	<i>d, (hkl)</i>	<i>hkl</i>	<i>d, (hk)</i>		
1			17,6			100	2.56			2,5477	35,2
2	118	2.30	19,15	111	2.349	002	2.32			2,3485	38,3
3			20,05			101	2.24			2,2468	40,1
4			22,25	200	2.03					2,0343	44,5
5	213	1.72	26,45			102	1.73			1,7293	52,9
6	200	1.431	32,35	220	1.43	110	1.47	220	1.43	1,4395	64,7
7	118	1.25	38,1			112	1.25	400	1.248	1,2484	76,2
8			38,9	311	1.22			222	1.224	1,2267	77,8
9	422	1.16	41	222	1.17	202	1,12			1,1741	82
10			49,25	400	1.01					1,0168	98,5
11			55,65	331	0.93	211	0,94	421	0.926	0,9330	11,3
12			58	420	0.90					0,9083	116

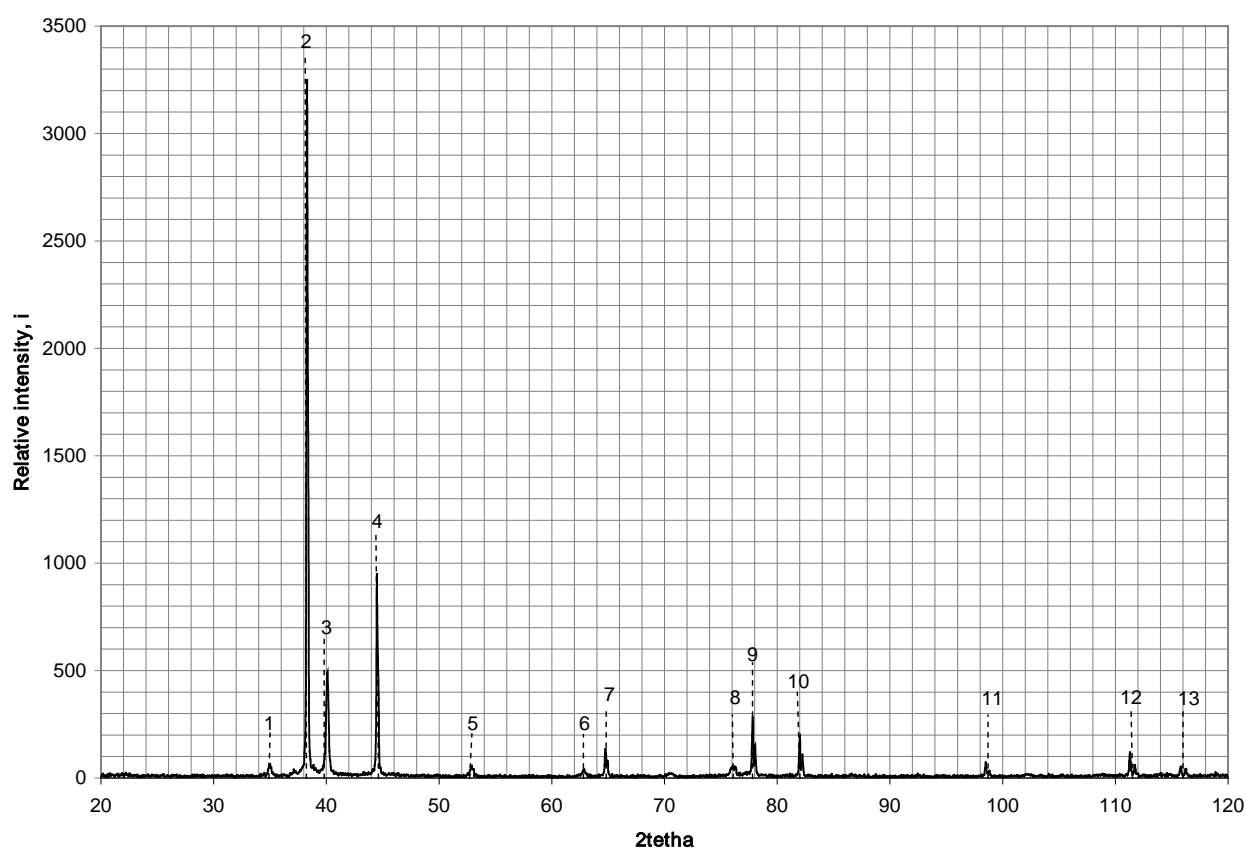


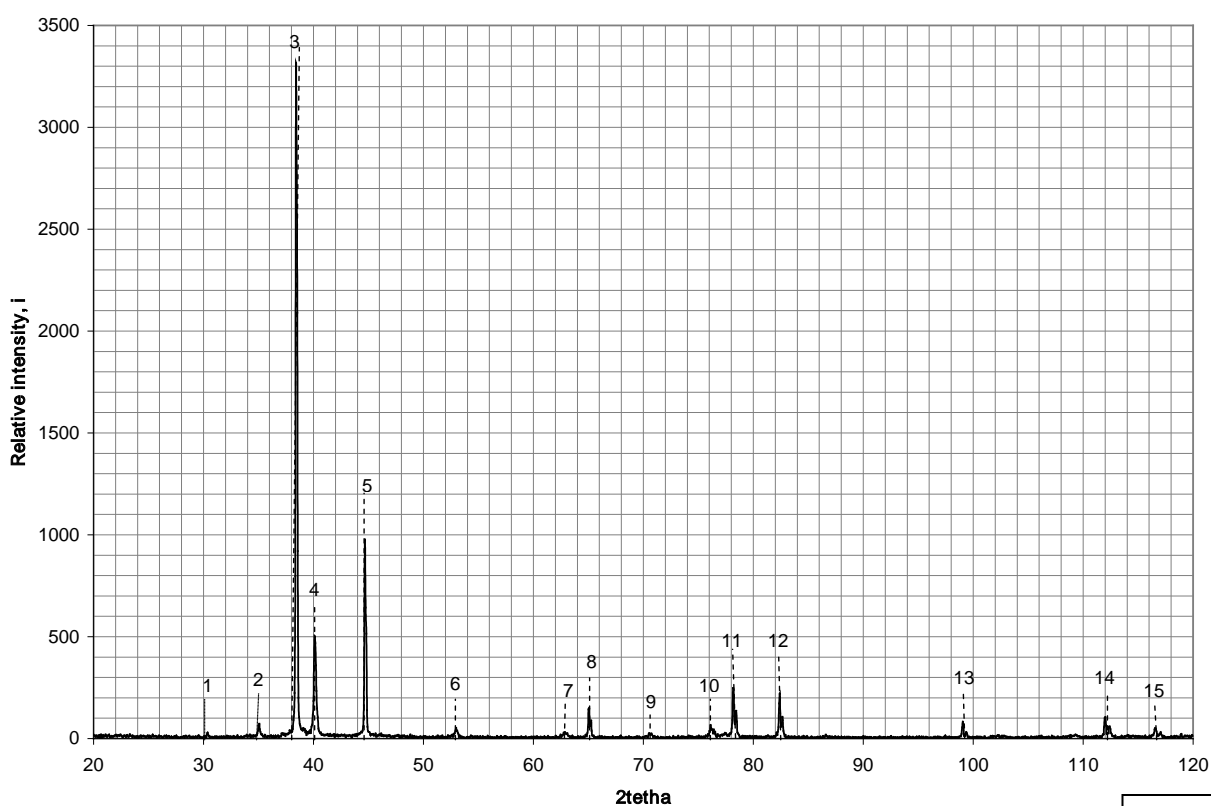
Рисунок 32 – Дифрактограмма образца Ti–Al после выдержки в течении 1 часа при температуре 300 °С

3

На рисунке 32 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al непосредственно после выдержки в течении часа при температуре 300 °С (точка 3 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 8.

Таблица 8 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 37

№ line	ГЦК решетка TiAl ₂			Al		Ti		Ti ₃ Al		<i>d</i> , (hkl) экспер	<i>2tetha</i> экспе
	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>tetha</i>	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hk)		
1			11,55			100	2.562			3,8476	35,1
2	116	2.37	19,15	111	2.33	002	2.35	320	2.57	2,3485	38,3
3			20			101	2.24			2,2523	40
4	200	2.08	22,3	200	2.03					2,0300	44,6
5	213	1.71	26,45			102	1.73			1,7295	52,9
6	1114	1.48	31,55			110	1.47			1,4721	63,1
7	2012	1.45	32,4	220	1.43					1,4375	64,8
8	312	1.24	38,1			112	1.25	333	1.224	1,2484	76,2
9			38,9			201	1.22	442	1.22	1,2267	77,8
10			41			004	1.17	402	1.168	1,1662	82
11	3114	1.017	49,25	400	1.01		0.99			1,0168	98,5
12	332	0.933	56,5	331	0.93			514	0.93	0,9241	111,3
13	3215	0.91	58,15		0.90			832	0.9	0,9069	116,3



4

Рисунок 33 – Дифрактограмма образца Ti–Al после охлаждения в течении 1 часа до температуры 30 °С

На рисунке 33 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al после охлаждения до комнатной температуры (точка 4 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 9.

Таблица 9 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 38

№	Ti		Al		TiAl		2θ	$d(hkl)$	2θ
	hkl	$d(hkl)$	hkl	$d(hkl)$	hkl	$d(hkl)$			
1							15,25	2,9289	30,5
2	100	2,5713					17,5	2,5617	35
3	002	2,33	111	2,33	111	2,33	19,25	2,3363	38,5
4	101	2,26					20,05	2,2468	40,1
5			200	2,024	200	2,03	22,35	2,0258	44,7
6	102	1,71					26,55	1,7235	53,1
7	110	1,48			202	1,48	31,55	1,4721	63,1
8			220	1,43			32,55	1,4317	65,1
9							35,4	1,3297	70,8
10	112	1,24					38,1	1,2484	76,2
11	201	1,23	311	1,22	311	1,22	39,1	1,2256	78,2
12	004	1,17	222	1,16			41,2	1,1694	82,4
13			400	1,012			49,5	1,013	99
14	211	0,93			331	0,92	56	0,9291	112
15	114	0,91	420	0,905			58,2	0,9063	117

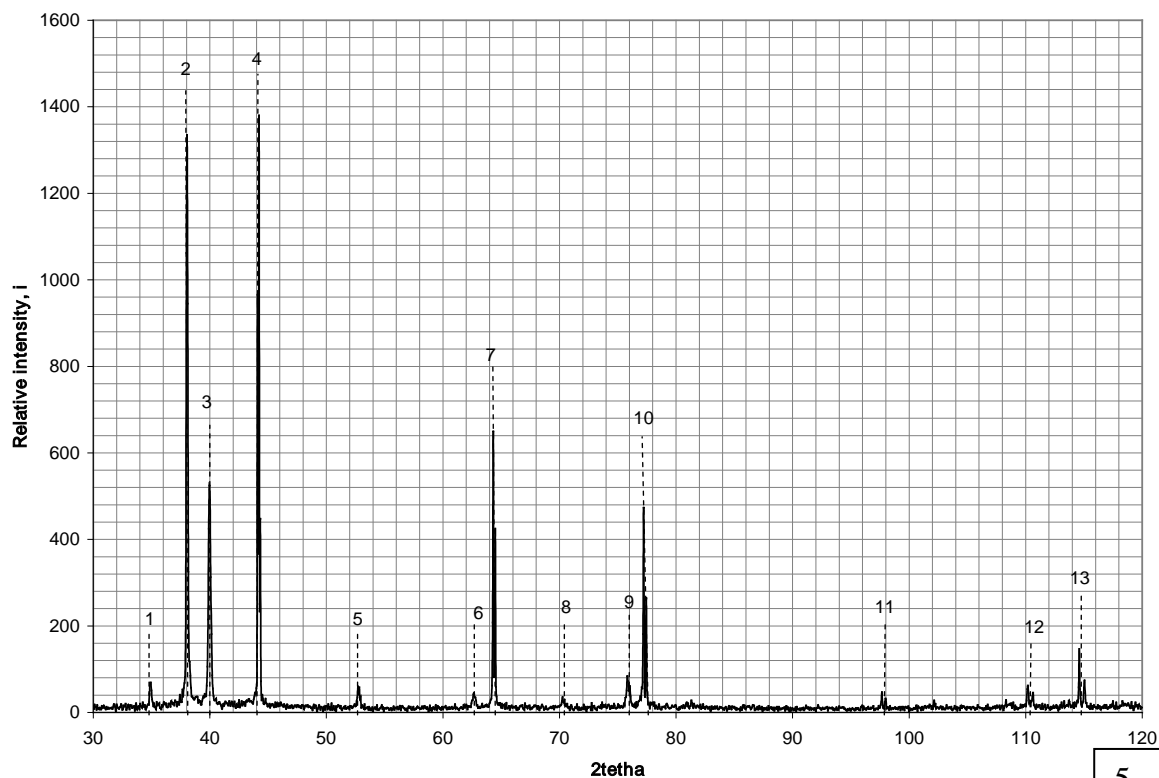


Рисунок 34 – Дифрактограмма образца Ti–Al после нагрева в течении 1 часа до температуры 600 °C

На рисунке 34 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al после нагрева в течении часа до температуры 600 °С (точка 5 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 10.

Таблица 10 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 39

№ line	ГЦК решетка TiAl ₂			Ti ₃ Al		Ti		Al ₃ Ti		<i>d</i> , (hkl) экспер	<i>2tetha</i> экспе
	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>tetha</i>	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hk)		
1			17,5			100	2,56			2,5617	35
2	116	2,33	19	002	2,33	002	2,36	118	2,30	2,3661	38
3	109	2,26	20,05			101	2,26			2,2468	40,1
4	0012	2,04958	22,1					122	2,10	2,0476	44,2
5	213	1,71	26,4	202	1,71	102	1,73	222	1,75	1,7324	52,8
6	1114	1,48	31,4			110	1,48	133	1,47	1,4785	62,8
7			32,15	220	1,45			200	1,447	1,4475	64,3
8			35,3	203	1,33	103	1,338			1,33304	70,6
9	312	1,24	38	400	1,24	112	1,25	118	1,25	1,2512	76
10			38,65	222	1,22	201	1,23			1,2333	77,3
11	10	1,01	48,95	204	1,01			202	1,15	1,0214	97,9
12			55	421	0,92	211	0,93			0,9404	110
13	336	0,92	57,5	224	0,90					0,9133	115

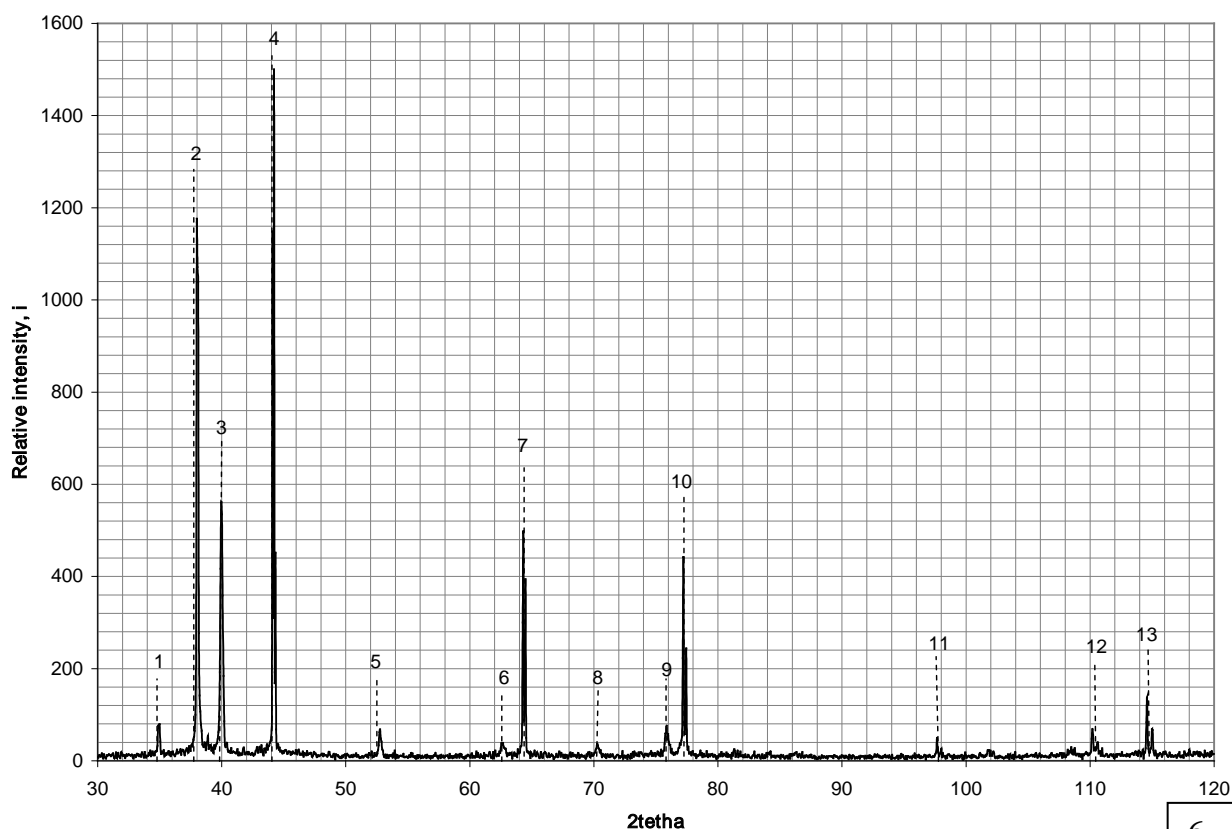


Рисунок 35 – Дифрактограмма образца Ti–Al после выдержки в течении 1 часа при температуре 600 °С

На рисунке 35 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al непосредственно после выдержки в течении часа при температуре 600 °С (точка 6 на рисунке 29). Результаты расшифровки представлены в табл. 11.

Таблица 11 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 40

№ line	ГЦК решетка TiAl ₂			Al		Ti		AlTi ₃		<i>d</i> , (hkl) экспер	2 <i>tetha</i> экспе
	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>tetha</i>	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hk)		
1			17,5			100	2.56	200	2,57	2,5617	35
2			19	111	2.33	002	2.36	002	2,33	2,3661	38
3			20			101	2.25			2,2523	40
4	200	2.04940	22,1	200	2.03			201	2,19	2,0476	44,2
5	213	1,75	26,4			102	1.73	202	1,74	1,7324	52,8
6	1114	1,48	31,45	220	1.45	110	1.48			1,4764	62,9
7			32,25					220	1.447	1,4436	64,5
8			35,15			103	1.33	203	1.35	1,3380	70,3
9	312	1,24	38			112	1.25	400	1.25	1,2512	76
10	307	1,241	38,6	311	1.22	004	1.18	222	1.23	1,2349	77,2
11	3015	1,02	48,85	222	1.02					1,02304	97,7
12			55			211	0.95	403	0.94	0,9403	110
13	336	0,92	57,5	331	0.92	114	0.92			0,9133	115

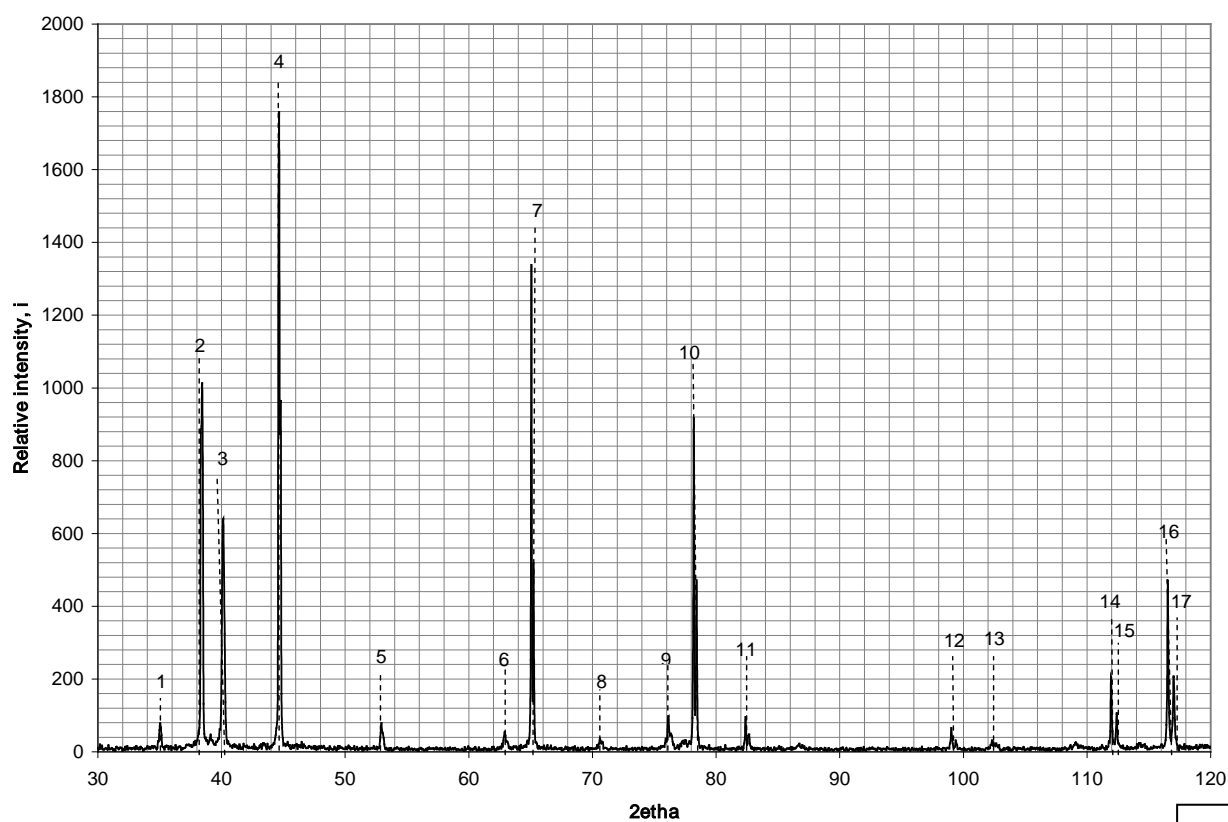


Рисунок 36 – Дифрактограмма охлаждения в течении 1 часа образца Ti–Al до температуры 30 °С после выдержке при 600 °С

На рисунке 36 представлена дифрактограмма снятая от образца Ti–Al при охлаждении до комнатной температуры, непосредственно после выдержки в течении часа при 600⁰С (точка 7 на рисунке29). Результаты расшифровки представлены в табл. 12.

Таблица 12 – Расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей приведенная на рисунке 41

№ line	Ti ₃ Al			Al		Ti		Al ₃ Ti		<i>d</i> , (hkl) экспер	2 <i>tetha</i> экспе
	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>tetha</i>	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hkl)	<i>hkl</i>	<i>d</i> , (hk)		
1	200	2,49	17,55	100	2,5	100	2,55	113	2,51	2,5549	35,1
2	002	2,28	19,2	111	2,34	002	2,34	118	2,30	2,3424	38,4
3			20,05	101	2,25	101	2,24	202	2,28	2,2468	40,1
4	201	2,19	22,35	200	2,02					2,0258	44,7
5	202	1,71	26,45			102	1,72	222	1,75	1,7295	52,9
6			31,45			110	1,47	133	1,47	1,4764	62,9
7	220	1,44	32,5	220	1,43			200	1,43	1,4336	65
8	203	1,31	35,4	103	1,33	103	1,33	220	1,37	1,3297	70,8
9	400	1,249	38,15			112	1,25	206	1,21	1,2470	76,3
10	401	1,204	39,1	311	1,21	201	1,23	118	1,22	1,2212	78,2
11			41,2	004	1,19	004	1,18	422	1,16	1,1694	82,4
12	204	1,04	49,7			400	0,99			1,0100	99,4
13	403	0,97	51,3			203	0,98			0,9871	102,6
14			56	212	0,93	211	0,96			0,9291	112
15	421	0,925	56,2							0,9269	112,4
16	224	0,903	58,5	114	0,91					0,9034	117

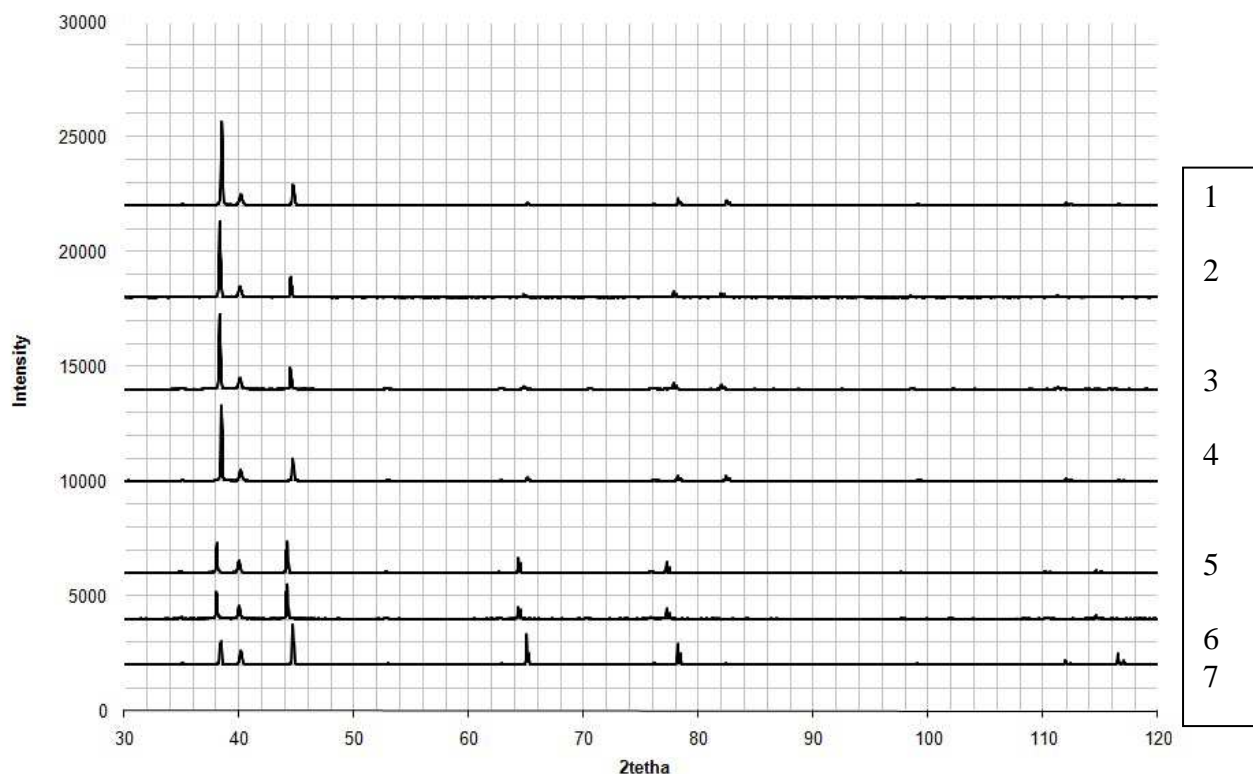


Рисунок 37 – Картины рентгеновской дифракции от всех экспериментальных точек, соответствующие рисунку 29

Исследована структура и фазовый состав композиционного материала титан-алюминий, полученного сваркой взрывом. Пластическая деформация приводит к образованию новых фаз таких как Al_2Ti и Ti_3Al это показано на рентгенограммах изложенных выше, а так же приведено в табл. 13.

Таблица 13 – Эволюция фазового состава Ti–Al в соответствии с рисунком 34

№ дифрактограммы	Температура	Время, мин	Фазовый состав
1	30	0	Ti, Al, TiAl, $TiAl_2$
2	300	60	Ti, Al, Ti_3Al , $TiAl_3$
3	300	120	Al, Ti, Ti_3Al , Al_2Ti
4	30	180	Ti, Al, TiAl
5	600	240	Ti, Ti_3Al , $TiAl_2$, Al_3Ti
6	600	300	Al, Ti, $AlTi_3$, $TiAl_2$
7	30	360	Al, Ti, Al_3Ti , Ti_3Al

Таким образом рентгеновский анализ показал сложный характер эволюции фазового состава многослойных композитов титан алюминий полученных сваркой взрывом. При нагреве исходного сваренного образца происходит выделение фаз Ti_3Al , Al_2Ti , $TiAl_3$, Ti_3Al .

3.1.3 Испытание механических свойств композита титан-алюминий

Были проведены опыты на растяжение трех и пяти слойных образцов композита Ti–Al. На рисунке 38 представлена диаграмма растяжения для пяти слойного образца на рис 39 для трех слойного образца. В Таблицах 14 и 15 соответственно приведены результаты растяжения.

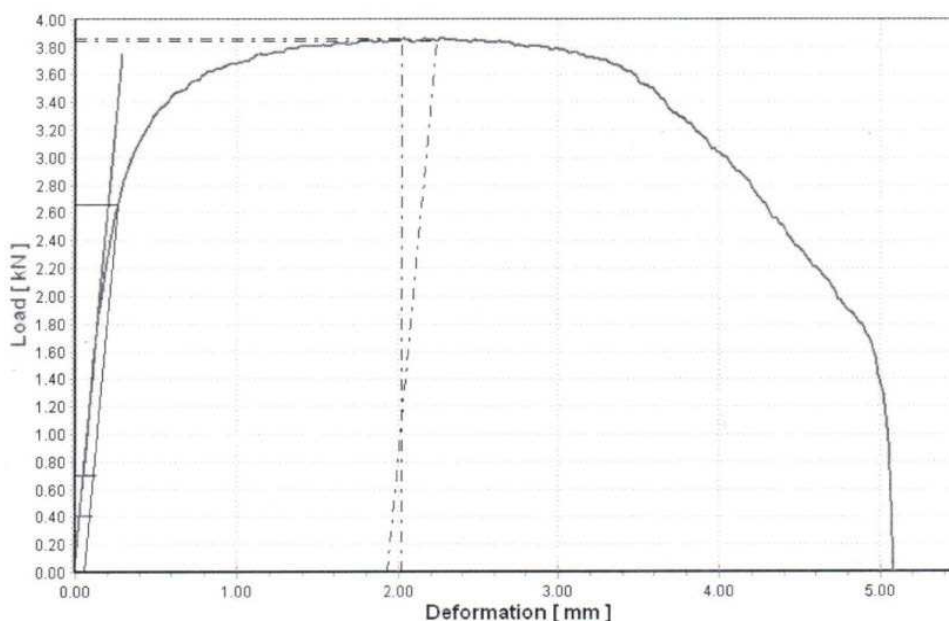


Рисунок 38 – Диаграмма растяжения сваренного взрывом пятислойного образца

Расшифровка эксперимента представленного на рисунке 38 проведенного на растяжение пяти слойного образца Ti–Al показана в табл. 14

Таблица 14 –Результаты растяжения сваренного взрывом пятислойного образца

Описание		Результат	
Ширина x Толщина	ШxТ	10.08 x 1.14 mm	
Начальное сечение	S_0	11.49 mm ²	
Расч длина L_0	L_0	27.27	mm
Длина после разр L_u	L_k	31.55	mm
Диам после разр D_u	D_k	0.00	mm
Предел текучести при 0.20%	R_p	231.10 MPa	
Предел прочности	R_m	336.78 MPa	
Удлинение при разрушении	A	15.69 %	
Сужение при разрушении	Z	46.22 %	

Испытание на разрыв трех слойного образца

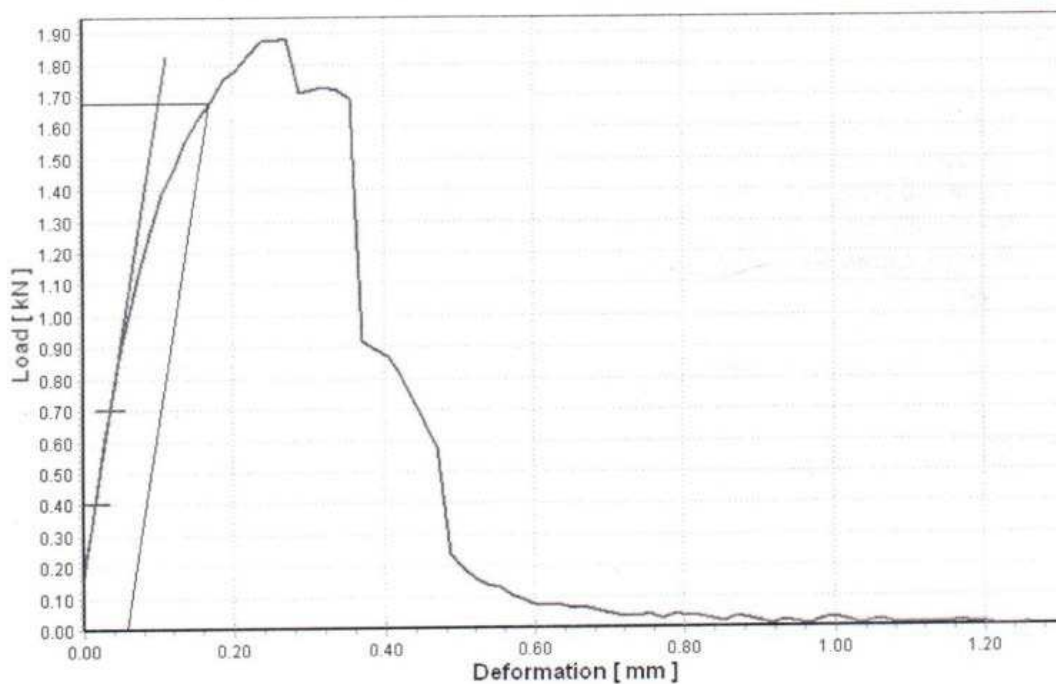


Рисунок 39 – Диаграмма растяжения сваренного взрывом трехслойного образца

Таблица 15 – Результаты растяжения сваренного взрывом трехслойного образца

Описание		Результат	
Ширина x Толщина	ШxТ	9.58 x 2.10 mm	
Начальное сечение	S_0	20.12 mm ²	
Расч длина L_0	L_0	28.52	mm
Длина после разр L_u	L_k	29.64	mm
Диам после разр D_u	D_k	0.00	mm
Предел текучести при 0.20%	R_p	83.48 MPa	
Предел прочности	R_m	93.61 MPa	
Удлинение при разрушении	A	3.93 %	
Сужение при разрушении	Z	0.00 %	

Данные опыты показывают что пяти слойный образец дает результат практически как Ti (300 – 450 МПа) а трехх слойный в несколько раз меньше. Из анализа электронно микроскопических изображений следует, что продукт реакции титана с алюминием является очень хрупким и легко растрескивается. Это проявляется и при испытании образцов на растяжении: те образцы где больше хрупкой фазы легко разрушались в отличии от тех фрагментов образца где фрагментов хрупкой фазы было меньше.

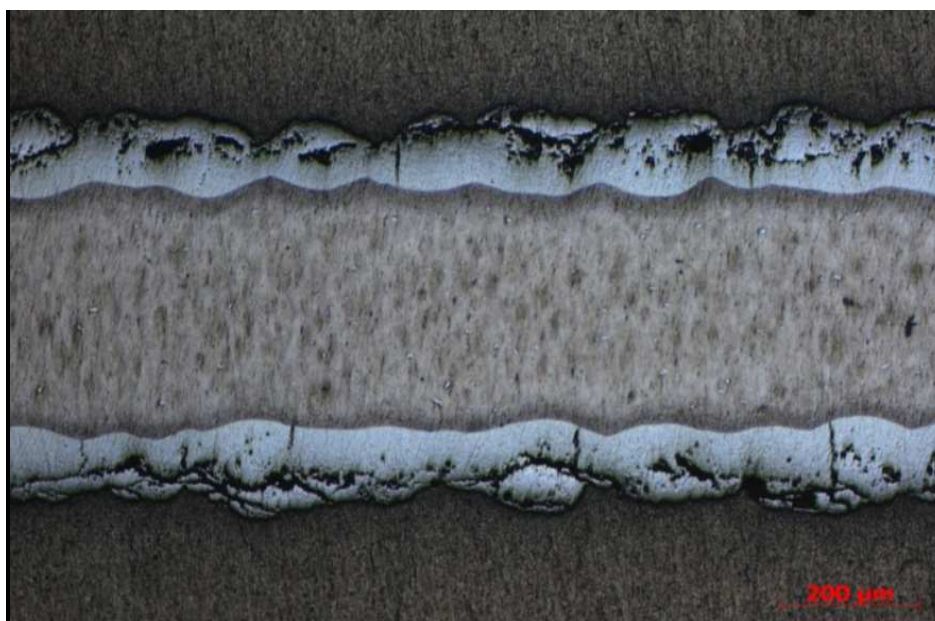


Рисунок 40 – Интерметаллидные слои

Измерение микротвердости композита Ti–Al происходило в поперечном направлении - перпендикулярно движению точки контакта

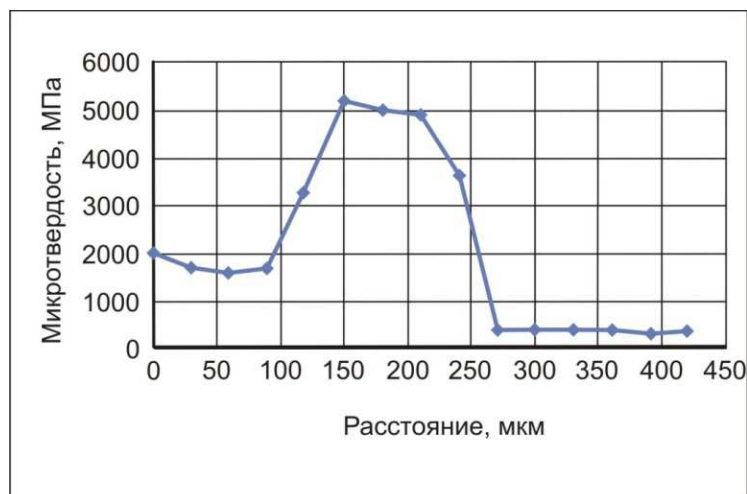


Рисунок 41– Измерения микротвердости интерметаллидного слоя

Произведен замер микротвердости образца на одном из швов Ti–Al. Был получен график на котором видно, что на расстоянии от 0 до 100 мкм измеряли титан, от 100 до 250 идет замер интерметаллида Al_3Ti и от 250 и далее был замерен алюминий. Все полученные данные микротвердости интерметаллида представленные на рисунке соответствуют измеренным результатом полученным в раннее проведенных экспериментах.

3.2 Композит Al–Ni

3.2.1 Металлографическое исследование образца Al–Ni

На рисунке 42 представлены результаты исследований, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа. Темные участки подтверждают наличие никелевых интерметаллидных фаз на алюминиевой пластине.

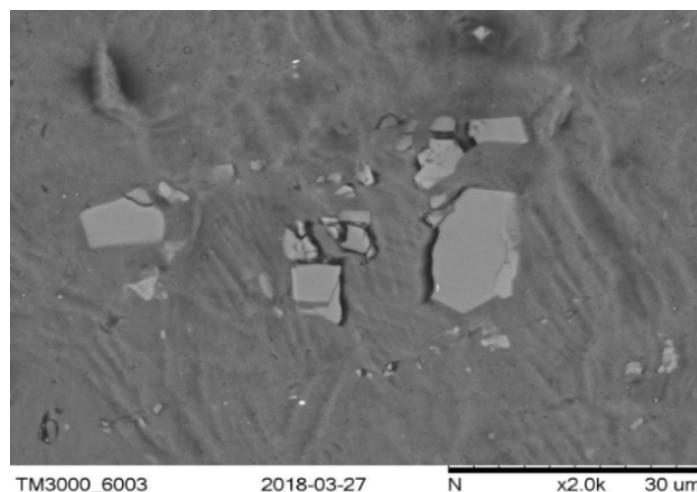


Рисунок 42 – Микроструктура поверхности алюминиевой пластины с интерметаллидными фазами никеля

На рисунке 43 представлены результаты исследований, проведенных с помощью растрового электронного микроскопа, подтверждающие наличие алюминиевых интерметаллидных фаз на никелевой пластине.

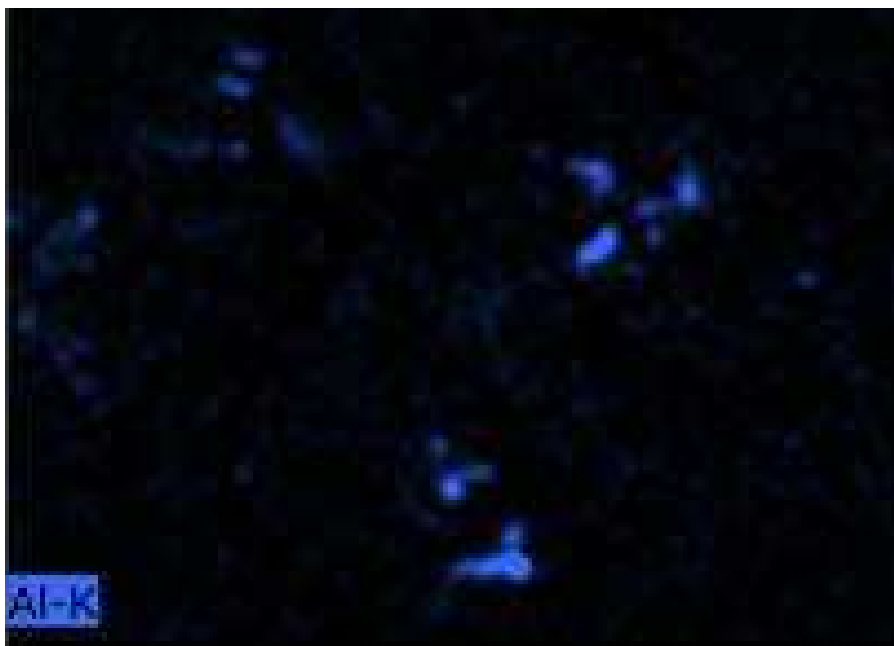


Рисунок 43 – Энергодисперсионный спектр, полученный от никелевой пластины в лучах алюминия

Микроструктуры, полученные от никелевой пластины, хорошо показывает отчетливо выраженные интерметаллидные алюминиевые фазы. Мы наблюдаем это на рис. 44.

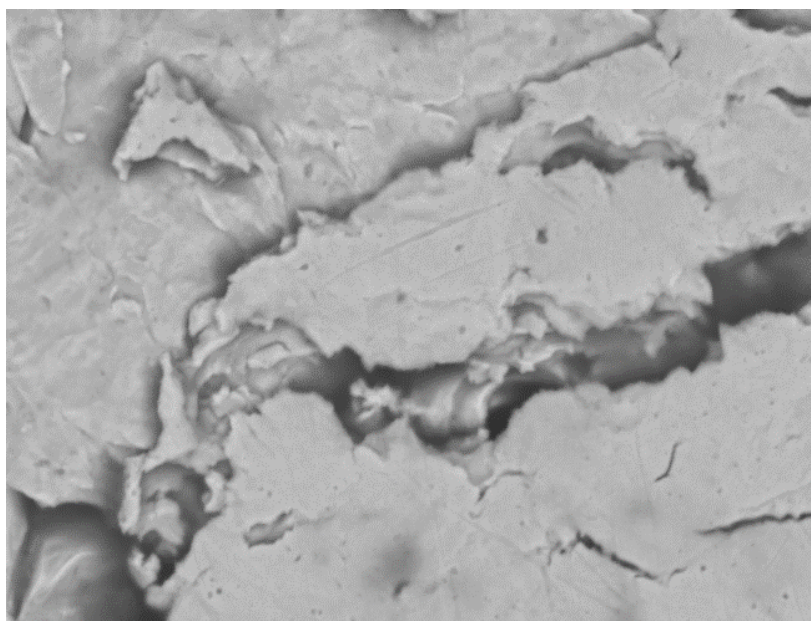


Рисунок 44 – Микроструктура никелевой пластины с алюминиевыми интерметаллидными фазами

В исследовании образца полученного статической нагрузкой получили металлографические результаты. На рисунке 47 представлены результаты исследований, проведенных с помощью РЭМ с микроанализом.

Сравнивая результаты микроанализа элементного состава различных участков сварного соединения, приведенных в таблице 16 можно заключить, что перемешивание никеля и алюминия происходит интенсивнее на изогнутых участках по сравнению с прямолинейными.

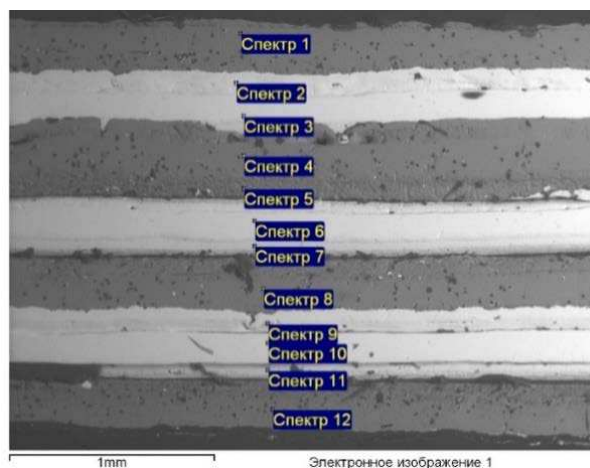


Рисунок 45 – Изображения поперечного среза образца многослойного композита Al-Ni, полученные с помощью растрового электронного микроскопа

Таблица 16 – Результаты рентгеноспектрального анализа

№ Спектра	Al, %	Ni, %	Фазы
1	12,48	85,85	Твердый раствор Al в Ni
2	11,58	87,11	
3	25,11	72,27	Ni ₃ Al
4	28,57	67,87	Al ₃ Ni ₅
5	48,15	45,85	Al-Ni
6	20,67	77,36	Ni ₃ Al
7	19,56	77,95	Ni ₃ Al
8	34,22	60,90	Al ₃ Ni ₅
9	88,04	9,19	Твердый раствор Ni в Al
10	78,38	17,28	Al ₃ Ni
11	83,37	8,01	Твердый раствор Ni в Al
12	91,76	2,71	

Из анализа химического состава следует, что никель и алюминий хорошо перемешиваются. В результате происходит формирование фазы состава Ni_3Al наиболее активного в средней части образца[51].

Таким образом нами показано, что в процессе динамического нагружения многослойного композита никель алюминий в нем происходит механохимические реакции приводящие к возникновению интерметаллидных фаз в зоне контакта.

3.2.2 Результаты рентгенографического анализа

На рисунке 46 представлена рентгенограмма с поверхности алюминиевой пластины на которой были обнаружены никелевые интерметаллидные фазы.

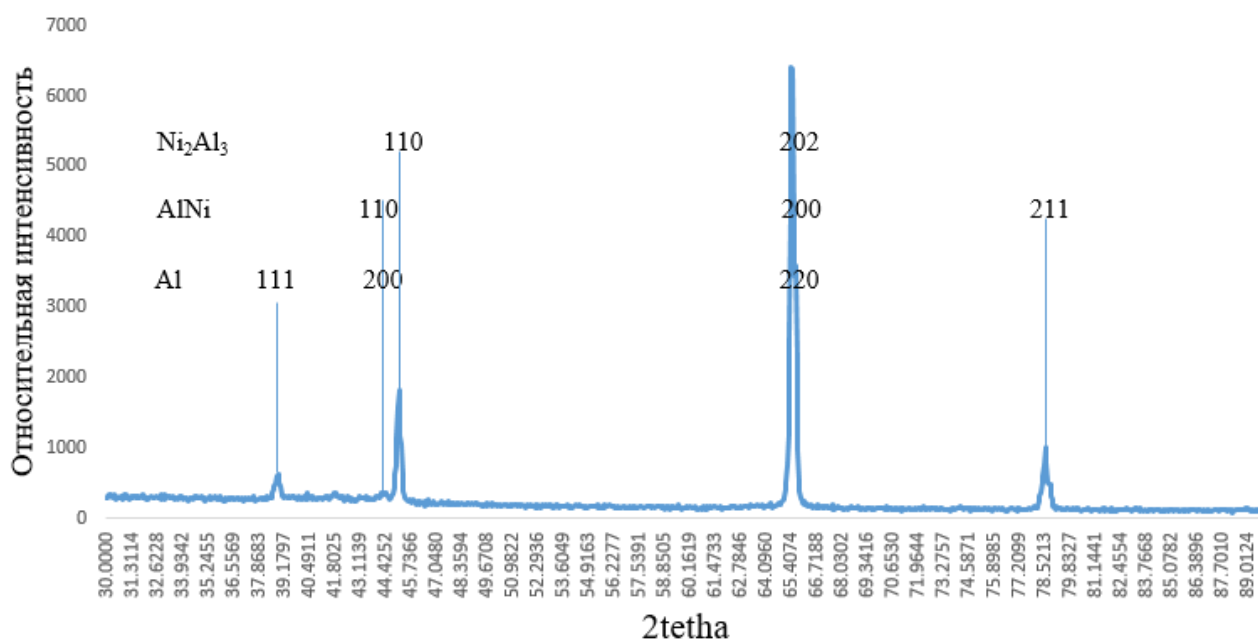


Рисунок 46 – Рентгеновская дифрактограмма поверхности алюминиевой пластины

В результате твердофазного взаимодействия никеля и алюминия технической частоты в гидравлическом прессе с усилием 200 тонн в зоне контакта пластин произошла механохимическая реакция, проявившаяся в виде выпадения интерметаллидной фазы Ni_2Al_3 .

На рис 47 представлена рентгеновская дифрактограмма поперечного сечения многослойного композита Al-Ni полученного статической нагрузкой.

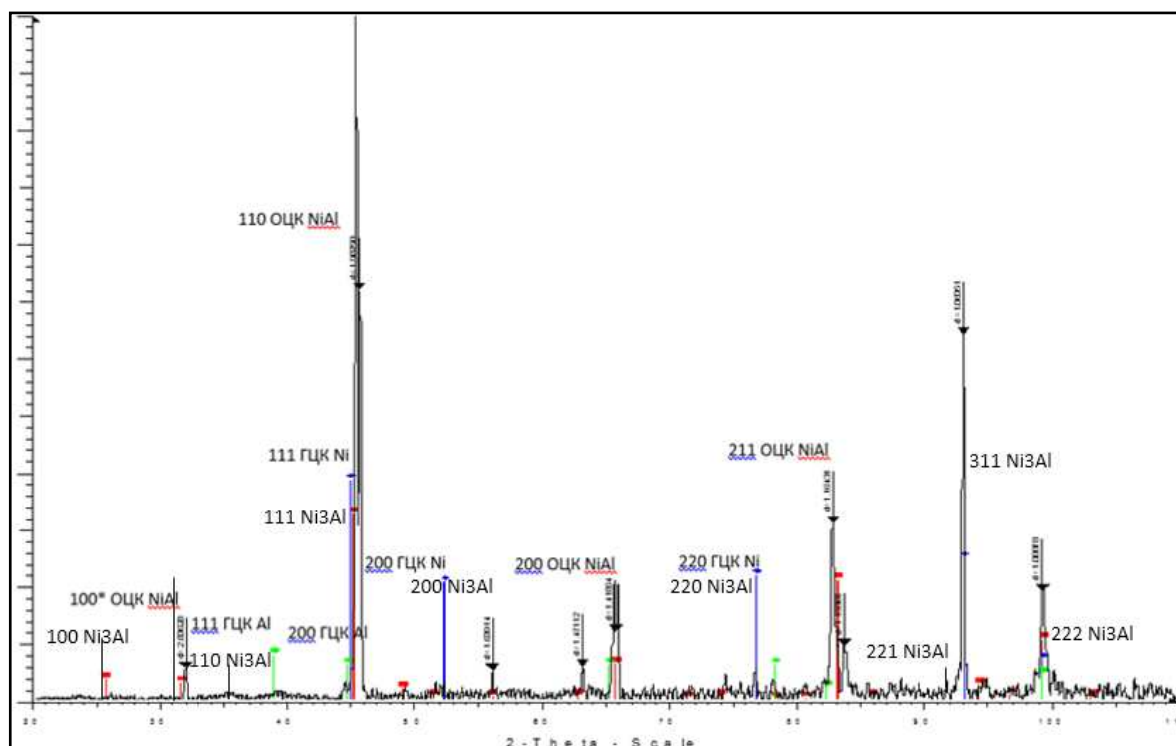


Рисунок 47 – Рентгеновская дифрактограмма, поперечного сечения многослойного композита, полученного в результате статической нагрузки

Показано, что с помощью совместной динамической осадки никеля и алюминия в прессовальной установке типа ИП-250М-авто можно получить широкую гамму интерметаллидов, в том числе и интерметаллид типа Ni_3Al [51].

Таким образом рентгеновской дифрактометрией показано, что в процессе твердофазного взаимодействия никеля и алюминия в динамических условиях возникают интерметаллидные фазы $\text{Ni}-\text{Al}$ Ni_2Al_3 . Полученный набор интерметаллидных фаз отличается от набора интерметаллидных фаз, полученных в статических условиях рисунок 39, в частности в статических условиях не выявлен интерметаллид Ni_2Al_3 .

3.3 Исследование композита Ti-Ni

3.3.1 Металлографическое исследование

На рисунке 48 представлено изображение зоны контакта титан-никель полученные в растровом электронном микроскопе. Микроструктура переходной зоны характеризуется низкой степенью взаимодействия компонентов, и отсутствием явно выраженной интерметаллидной прослойки.

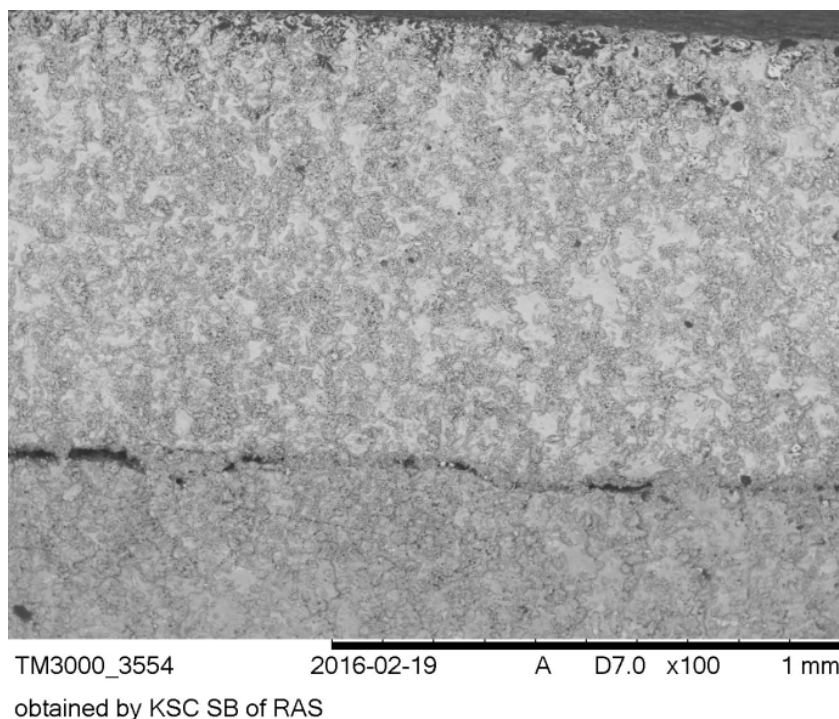


Рисунок 48 – Изображение зоны контакта титан-никель
в растровом электронном микроскопе

Это подтверждают и энергодисперсионные спектры, снятые с участка, представленного на рисунке 48, в лучах титана и никеля рисунок 49. Наличие значительных переходных зон не наблюдается.

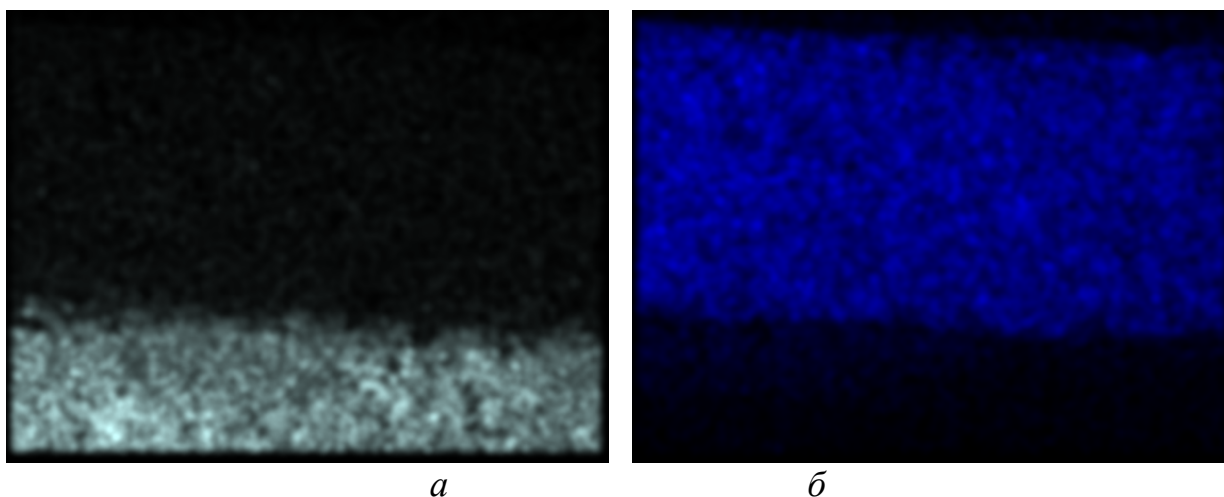


Рисунок 49 – Изображение зоны контакта титан-никель с рисунка 48:
а – в лучах титана; *б* – в лучах никеля

На рисунке 50 представлено изображение зоны контакта титан никель снято в лучах алюминия.

Из условий эксперимента можно было ожидать наличие сколько-нибудь значимых включений алюминия, однако в связи со сравнительно более низкими механическими

свойствами и низкой температурой плавления алюминия, в процессе спекания он был вы-
давлен из зоны контакта никеля и титана. Поэтому здесь наблюдаются только следовые
включения.

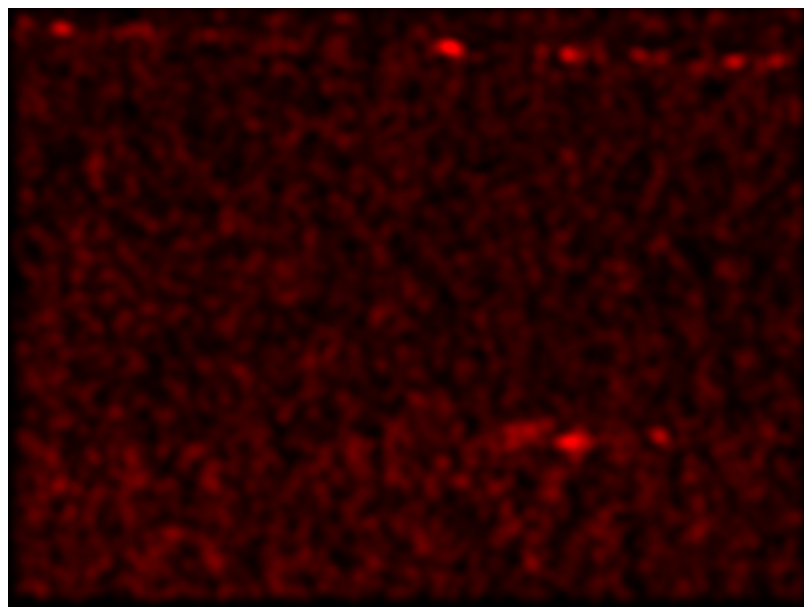


Рисунок 50 – Изображение зоны контакта титан-никель с рисунка 48 в лучах титана

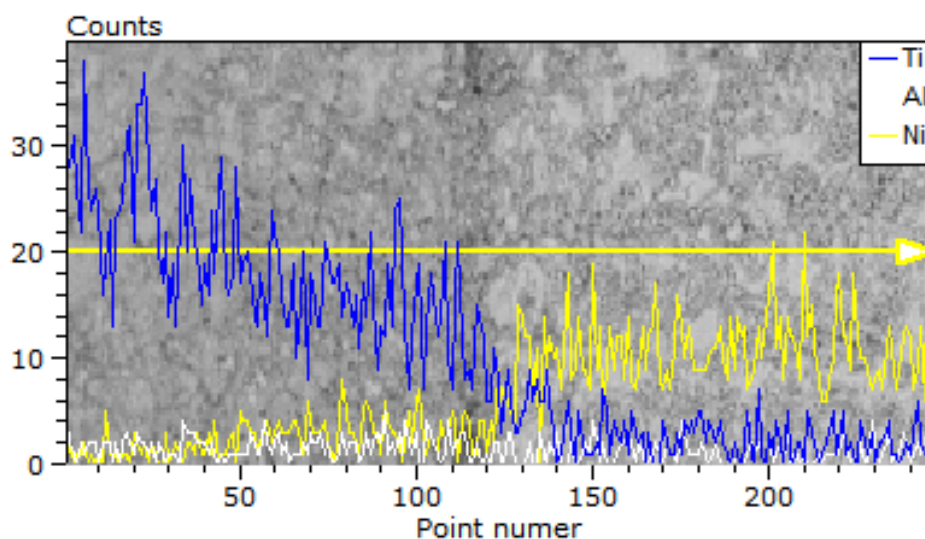


Рисунок 51 – Линия сканирования перпендикулярная зоне
контакта титан-никель $\times 200$

Энергодисперсионный анализ выполненный в виде линии сканирования перпенди-
кулярная зоне контакта титан-никель представленный на рисунке 51 так же демонстрирует
отсутствие каких-либо интерметаллидных фаз в переходной зоне и существенного присут-
ствия алюминия.

3.3.2 Дифракционное исследование

На рис 52 представлены энергодисперсионные спектры полученные из прямоугольной области, показанной на рисунке 13.

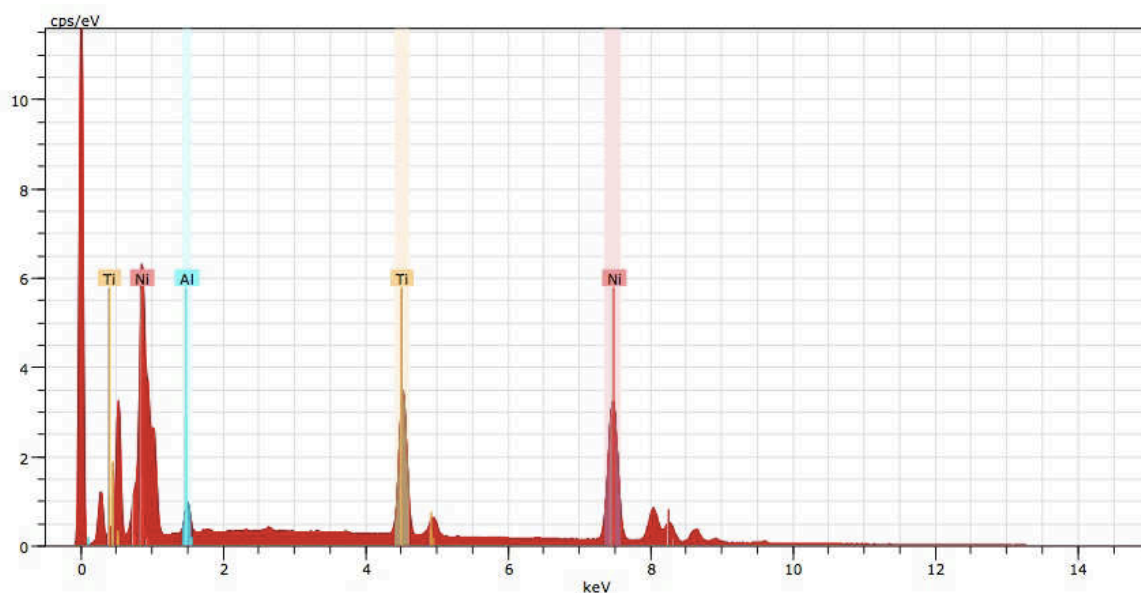


Рисунок 52 – Характеристика рентгеновский спектр, полученный из прямоугольника области, показанной на рисунке 13

На рисунке 53 представлен спектр дифракции рентгеновских лучей композита Ti–Al–Ni

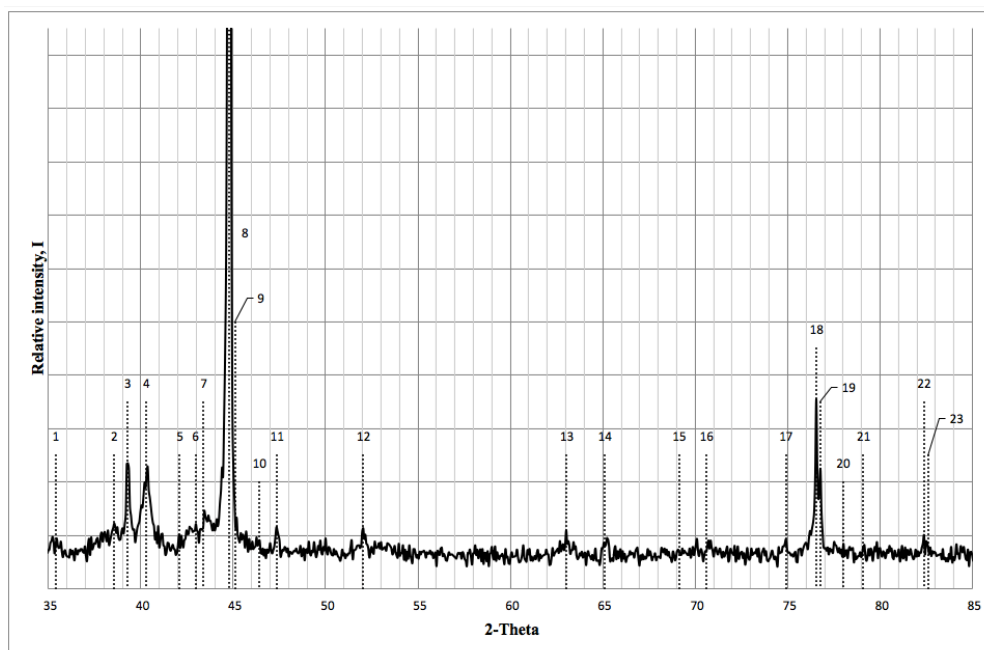


Рисунок 53 – Спектр дифракции рентгеновских лучей композита Ti–Al–Ni

В таблице 17 представлена расшифровка картины дифракции рентгеновских лучей представленные на рисунке 53.

Таблица 17 – Интерпретация дифракции рентгеновских лучей спектра, представленного на рисунок 53

№	Al ₂ Ti		Al ГЦК		Ti ГПУ		Al ₃ Ti		Ni ГЦК		d, Å	2 Theta °
	hkl	d, tabl	hkl	d, tabl	hkl	d, tabl	hkl	d, tabl	hkl	d, tabl		
1					100	2,54	111*				2,526	35,5
2			111	2,33	002	2,34					2,328	38,7
3							202	2,289			2,291	39,2
4					101	2,23					2,246	40,2
5							004	2,142			2,144	42,1
6	002										2,110	42,8
7											2,077	43,6
8									111	2,038	2,023	44,9
9			200	2,02							2,001	45,3
10	200	1,985									1,981	45,8
11							220	1,913			1,917	47,5
12							222	1,752	200	1,766	1,756	52,1
13					110	1,47	224	1,471			1,473	63
14			220	1,43			006	1,429			1,432	65,1
15					103	1,33					1,359	69,1
16							222*				1,331	70,8
17					200	1,274					1,267	74,9
18					112	1,248					1,245	76,6
19					201	1,230			220	1,230	1,235	77,2
20			311	1,219							1,221	78
21	311										1,209	79,1
22											1,173	82,2
23	222										1,166	82,6

* - вычисление по параметру C

Тетрагональная фаза Al₂Ti была получена ранее в экспериментальной в работе. Параметры решетки этой фазы были рассчитаны теоретически до температуры 0 °C Результаты наших экспериментальных данных, показанных в таблице 17, параметры решетки получены, где a = 3,971Å и c = 24,313Å.

Таким образом нами показано что в процессе твердофазного взаимодействия под давлением титана и никеля через алюминиевую фольгу наблюдается твердофазное взаимодействие алюминия и титана с образованием незначительных количеств фаз Al₂Ti и Al₃Ti. Интерметаллиды системы никель титан в нашем исследовании так же не выявлены.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1 Показано что в результате механохимического взаимодействия в процессе сварки взрывом в слоистом материале алюминий–титан и при холодной сварке в прессе слоистого материала алюминий–никель образуются продукты реакций в виде прослоек интерметаллидных фаз.

2 Методом расшифровки картин рентгеновской дифракции показано, что фазовый состав слоистого композита алюминий – титан в результате нагрева исходно сваренного образца, до температуры 300 °С и 600 °С меняется от Ti–Al и $TiAl_2$ к Ti_3Al , $TiAl_3$ и $Ti_{3,3}Al$.

3 Результаты статических испытаний на разрыв трех и пятислойных образцов Ti–Al показали, что пятислойный образец демонстрирует достаточно высокий предел прочности, в то время как трехслойные образцы демонстрируют не удовлетворительные свойства.

4 Методом расшифровки картин рентгеновской дифракции показано, что фазовый состав слоистого композита никель - алюминий, полученный в динамических условиях характеризуется наличием фаз $AlNi$ и Ni_2Al_3 , что отличается от набора фаз, полученных в статических условиях, где фаза Ni_2Al_3 не наблюдалась, но зато присутствовала фаза Ni_3Al .

5 Выявлено, что в процессе твердофазного взаимодействия титана и никеля через алюминиевую фольгу результатом механохимической реакции является интерметаллиды системы алюминий–титан (фаза Al_2Ti и Al_3Ti), соединения же систем алюминий–никель и титан–никель не наблюдается.

6 Показано, что в процессе получения многослойных металл – интерметаллидных композиционных материалов на основе титана -алюминия и никеля-алюминия является возможным регулировать фазовое состояние, путем изменения условий получения или термической обработки. Получены ценные экспериментальные данные по эволюции фазового состава исследованных многослойных композитов, позволяющие получать композиты с заданным фазовым составом.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Композиционные материалы: Справочник / Составляли справочник В.В. Васильев, В.Д. Протасов, В.Б. Болотин и др.; под общ. ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. – Москва: Машиностроение, 1990.–512 с.2. Пространственно-армированные композиционные материалы: Справочник/Составляли справочник Ю. М. Тарнопольский, И. Г. Жигун, В. А. Поляков. – Москва: Машиностроение, 1987. – 230 с.
- 2 М.Махмудзода Композиционные материалы на основе алюминия: сб.науч.тр/ 2013. С 259-264
- 3 Патент 2373036 Российская федерация, МПК В23К 20/08, С23С 26/00, опубл. 20.11.2009, бюл. № 32.
- 4 Материаловедение учебное пособие для студентов В. С. Биронт, Т. А. Орелкина, Т. Н. Дроздова, Л. С. Цурган 2005.–85с
- 5 Конструкционные материалы учебное пособие материаловедение В.С. Биронт 2005.–59с
- 6 Н.А. Панькин, А.Ф. Сигачев, Ю.С. Носов, М.А. Окин, В.А. Юдин Исследование структуры (Ti, Al)-композитов, полученных холодным прессованием порошков и твердо-фазным спеканием // научно практический журнал/Мордовский государственный университет им.Н.П.Огарева 2015.– С.27-31
- 7 Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. Перспективы разработки новых титановых сплавов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP2. С. 60–67
- 8 Каблов Е.Н., Щетанов Б.В., Ивахненко Ю.А., Балинова Ю.А. Перспективные армирующие высокотемпературные волокна для металлических и керамических композиционных материалов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. [Электронный ресурс] Ст. 05. URL. – Режим доступа: <http://www.viam-works.ru>
- 9 В.П. Коржов Изменение структуры многослойного композита TiNi в результате сварки взрывом: Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Российская Федерация сб.науч.тр/ С.1062-1065
- 10 А. М. Прохоров. Взрывная сварка // Большая советская энциклопедия : [в 30 т.] / гл. ред. 3-е изд. М. : Советская энциклопедия, 1969—1978
- 11 Axio Observer для материаловедения [Электронный ресурс] Режим доступа: http://www.optecgroup.com/equipment/inverted_micro/axio-observer-mat/.
- 12 РЭМ HITACHI TM-1000 [Электронный ресурс] Режим доступа: <http://ccu.kirensky.ru/info/31/>.
- 13 ГОСТ 6996-66 Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – Взамен ГОСТ 6996-54; введ. 01.01.1967. – Москва: Стандартиформ, 1967. – 45 с.
- 14 Быконя, Л. А. Испытание на микротвердость: метод. указания / Л.А. Быконя. – Красноярск: КГТУ, 1998. – 15с.
- 15 ГОСТ 9450-76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – Взамен ГОСТ 9450-60; введ. 01.01.1977. Москва: Стандартиформ, 1977. – 35 с.

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра Материаловедение и технологии обработки материалов


УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____/ Темных В.И.
(подпись)
«__» _____ 2018 г.

БАКАЛАВРСКАЯ РАБОТА

**Направление 22.04.03.01 Материаловедение и технологии обработки
материалов**

**Исследования механохимического взаимодействия в процессе сварки
взрывом в слоистых материалах Al-Ti, Al-Ni, Ti-Ni**

Научный руководитель


(подпись, дата)


Носков Ф.М.

Выпускник


(подпись, дата)

Бузуновская К.Е.

Нормоконтролер

25.06.18 
(подпись, дата)

Свечникова Л.А.

Красноярск 2018

Федеральное государственное автономное
образовательное учреждение
высшего образования
«СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ»

Политехнический институт
Кафедра «Материаловедения и технологии обработки материалов»

УТВЕРЖДАЮ
Заведующий кафедрой
_____ В. И. Темных
«__» _____ 2018г.

**ЗАДАНИЕ
НА ВЫПУСКНУЮ КВАЛИФИКАЦИОННУЮ РАБОТУ**

Студенту Бузуновской Карине Евгеньевны

Группа МТ 14-01Б. Направление (специальность) 22.03.01

«Материаловедение и технологии материалов»

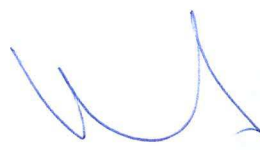
Тема выпускной квалификационной работы «Исследования механохимического взаимодействия в процессе сварки взрывом в слоистых материалах Al-Ti, Al-Ni, Ti-Ni»

Утверждена приказом по университету № 2261/с от 14.02.2018 г.

Руководитель ВКР: Ф.М. Носков, доцент, к. т. н., кафедра МиТОМ

Перечень разделов ВКР: введение, обзор литературы, методы изготовления образцов и их исследования, исследование процессов возникающих в процессе сварки взрывом в многослойных материалах, заключение работы.

Руководитель ВКР



Ф.М.Носков

Задание принял к исполнению



К.Е.Бузуновская

« ____ » _____ 2018 г.